

**VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ - TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA**

**Fakulta materiálově-technologická**

**Katedra tváření materiálu**



## **DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**Simulace tepelně ovlivněné oblasti při svařování kolejnic pomocí SICO testu**

**Simulation of heat-affected zone at rails welding with use of SICO test**

**2019**

**Bc. David Wojnar**

## Zadání diplomové práce

Student:

**Bc. David Wojnar**

Studijní program:

N2109 Metalurgické inženýrství

Studijní obor:

2109T038 Moderní metalurgické technologie

Téma:

Simulace tepelně ovlivněné oblasti při svařování kolejnic pomocí SICO testu  
Simulation of heat-affected zone at rails welding with use of SICO test

Jazyk vypracování:

čeština

Zásady pro vypracování:

1. Teoretický rozbor – princip a aplikační možnosti SICO testu prováděného na plastometru Gleeble, fyzikální simulace HAZ při svařování
2. Návrh parametrů SICO testů na základě analýzy dat z provozních měření ve svařovně
3. Plastometrické experimenty a metalografická analýza vzorků po simulaci HAZ
4. Vyhodnocení a diskuse výsledků

Seznam doporučené odborné literatury:

- [1] BÖLLINGHAUS, T. a H. HEROLD. *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2005.
- [2] MANDZIEJ, S. T. Physical simulation of metallurgical processes. *Materiali in tehnologije*. 2010, **44**(3), 105-119.
- [3] TREBACZ, L., et al. Sensitivity analysis of quantitative fracture criterion based on the results of the SICO test. *Journal of Materials Processing Technology*. 2006, **177**(1-3), 296-299.
- [4] ADONYI, Y. Heat-affected zone characterization by physical simulations - An overview on the use of the Gleeble discusses the advantages and disadvantages of thermomechanical simulation. *Welding Journal*. 2006, **85**(10), 42-47.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí diplomové práce: **prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.**

Konzultant diplomové práce: Ing. Václav Kurek

Datum zadání: 30.11.2018

Datum odevzdání: 23.04.2019

prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.  
vedoucí katedry



prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.  
děkanka fakulty

# **Zásady pro vypracování diplomové práce**

## **I.**

Diplomovou prací (dále jen DP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

## **II.**

### Uspořádání diplomové práce:

- |  |  |
|--|--|
| 1. Titulní list  | 6. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky |
| 2. Originál zadání DP  | 7. Obsah DP                                  |
| 3. Zásady pro vypracování DP   | 8. Textová část DP                           |
| 4. Prohlášení + místopřísežné prohlášení   | 9. Seznam použité literatury                 |
| 5. Prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP | 10. Přílohy                                  |

ad 1) Titulní list je koncipován podle požadavků příslušné oborové katedry.

ad 2) Originál zadání DP student obdrží na své oborové katedře.

ad 3) Tyto „Zásady pro vypracování diplomové práce“ následují za originálem zadání DP.

ad 4) Prohlášení + místopřísežné prohlášení napsané na zvláštním a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání DP.

ad 5) V případě, že DP vychází ze spolupráce s jinými právníky a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP.

ad 6) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listu česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.

ad 7) Obsah DP se uvádí na zvláštním listu. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části DP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.

ad 8) Textová část DP obvykle zahrnuje:

- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním DP;
- Vlastní rozpracování DP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
- Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků DP z hlediska stanoveného zadání.

DP bude zpracována v rozsahu min. cca 45 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury).

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující doporučené úpravy - písmo Times New Roman 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno. Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 10).



Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. Matematické vzorce musí být číslovány (v kulatých závorkách). U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury. Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

- ad 9) DP bude obsahovat alespoň 15 literárních odkazů, z toho nejméně 5 v některém ze světových jazyků. Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690. Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu DP.
- ad 10) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

### III.

Diplomovou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahoře: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*  
*Fakulta materiálově - technologická*  
*Katedra . . . . .*

uprostřed: *DIPLOMOVÁ PRÁCE*


dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní práci také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě. Po vložení DP do IS EDISON bude provedena její kontrola na plagiátorství.

### IV.

Nesplnění výše uvedených zásad pro vypracování diplomové práce může být důvodem nepřijetí práce k obhajobě. O nepřijetí práce k obhajobě rozhoduje v tomto případě garant příslušného studijního oboru. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem magisterského, resp. navazujícího magisterského studia Fakulty materiálově – technologické, Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2018/2019.

Ostrava 12. 11. 2018

  
**Prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.**  
děkanka Fakulty materiálově- technologické  
VŠB-TU Ostrava



# PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 - školní dílo);
- беру на вѣдомі, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB - TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo - diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB - TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- беру на вѣдомі, že odevzdáním své diplomové práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

**Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci vypracoval(a) samostatně.**

V Ostravě ..... 2.4.2019 .....



..... DAVID WAJNAR .....  
podpis (jméno a příjmení studenta)

## **Poděkování**

*Se vší úctou bych chtěl poděkovat svému vedoucímu diplomové práce panu prof. Ing. I. Schindlerovi, CSc., svému konzultantovi Ing. V. Kurkovi a panu Ing. P. Podolinskému, Ph.D. za jejich odborné rady, vyčerpávající odpovědi, vstřícnost a věnovaný čas. Jsem také vděčný své rodině, přítelkyni a kolegům v práci, kteří mi po celou dobu studia věřili a neustále mě podporovali.*

## ABSTRAKT

Tato diplomová práce se zabývá fyzikálním simulováním vývoje tepelně ovlivněné oblasti (HAZ) pomocí modifikovaného SICO testu tvařitelnosti, aby simulací tepelně-deformačního cyklu se snahou rozšířit aplikační možnosti testu na plastometru Gleeble a přiblížit se provozním podmínkám vývoje HAZ při stykovém svařování kolejnic typu 136 RE třídy oceli IH. Ve svařovně probíhalo experimentální svařování tří taveb kolejnic, ze kterých byly zaznamenány technologické parametry. Ty posloužily jako vstupní data k naprogramování průběhů zmíněných veličin pro plastometr Gleeble 3800. S předem zvoleným teplotním cyklem s 20 přehřevy během ochlazování byly realizovány simulace svařování s dvěma režimy stlačení na 32 vzorcích, které se od sebe navíc lišily místem odběru z průřezu kolejnice. Prokázalo se, že modifikací SICO testu je možné docílit simulace vývoje HAZ při stykovém svařování. Na základě metalografické analýzy tří zkoušených taveb se neprokázalo, že na zkřehávající složky má vliv chemické složení či teplotně-deformační režim, ale normativně přípustný způsob rozložení segregací v jednotlivých kolejnicích.

**Klíčová slova:** simulace, svařování, SICO test tvařitelnosti, tepelně ovlivněná oblast, HAZ, kolejnice 136 RE, ocel třídy IH, stykové svařování s odtavením

## ABSTRACT

This thesis deals with physical simulation of progression of heat-affected zone using modified SICO formability test as a simulation of the thermal-deformation cycle, trying to extend application options of test on Gleeble simulator and approach the operating conditions of HAZ at the upset welding process with 136 RE class IH rail. At the welding plant there was implemented experimental welding of three rail fuses from which technological parameters were recorded. These were used as input data to program the waveforms for the Gleeble. With a pre-selected temperature cycle with 20-heatings during cooling, two-mode deformation welding simulations were performed on 32 samples that differed from each other in the cross-sectional area of the rail. The modified SICO test has proven to manage HAZ simulation at upset welding process. Based on the metallographic analysis, it has not been proven that the chemical composition or temperature-deformation regime affects the brittle areas, but the normative way of distributing segregations in individual rails.

**Key words:** simulation, welding, SICO test, heat affected zone, HAZ, rail 136 RE, steel grade IH, upset welding process



# OBSAH

1. ÚVOD.....	1
2. PROBLEMATIKA SVAŘOVÁNÍ KOLEJNIC .....	2
2.1. Svařování termitem.....	3
2.2. Elektrostruskové svařování.....	5
2.3. Stykové svařování s odtavením .....	7
2.4. Výskyt segregace ve svarovém kovu.....	9
3. TEPELNĚ OVLIVNĚNÁ OBLAST PŘI SVAŘOVÁNÍ.....	10
3.1. Definice.....	10
3.2. Teplotní cyklus v HAZ .....	10
3.2.1. Měření teplotních cyklů v HAZ .....	12
3.2.2. Výpočet teplotních cyklů v HAZ .....	13
3.2.3. Použití znalostí teplotních cyklů .....	14
3.3. Oblasti HAZ.....	14
3.3.1. Oblast částečného natavení .....	15
3.3.2. Přehřátá oblast.....	16
3.3.3. Oblast normalizace.....	16
3.3.4. Interkritická oblast.....	16
3.3.5. Vyžíhaná oblast.....	17
3.3.6. Neovlivněný základní materiál.....	17
4. MOŽNOSTI VÝZKUMU TEPELNĚ OVLIVNĚNÉ OBLASTI S VYUŽITÍM SIMULÁTORU GLEEBLE 3800 .....	20
4.1. Základní charakteristika simulátoru Gleeble 3800 .....	20
4.2. Aplikační možnosti simulátoru Gleeble .....	22
4.2.1. SICO test .....	24
4.2.2. Simulace svařování .....	26
5. CHARAKTERISTIKA PROFILU KOLEJNICE 136 RE .....	30
5.1. Charakteristika oceli IH .....	30
5.1.1. Chemické složení .....	30
5.1.2. Mikrostruktura oceli.....	31
5.1.3. Mechanické vlastnosti .....	31
5.2. Technologie výroby profilu 136 RE .....	32
6. EXPERIMENTÁLNÍ PRÁCE .....	35

6.1. Provozní měření ve svařovně.....	35
6.1.1. Technologie svařování v DT Prostějov .....	35
6.1.2. Popis experimentu .....	36
6.2. Analýza dat z provozního měření ve svařovně a návrh parametrů SICO testů .....	37
6.3. Plastometrická simulace tepelně ovlivněné oblasti při svařování kolejnic.....	40
6.3.1. Chemické složení zkoumaných taveb .....	41
6.3.2. Specifikace místa odběru vzorků z kolejnic.....	41
6.3.3. Popis experimentu .....	42
7. VYHODNOCENÍ A DISKUZE VÝSLEDKŮ .....	44
7.1. Výsledky simulace .....	44
7.2. Metalografická analýza.....	45
8. ZÁVĚR.....	52
9. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY .....	53
PŘÍLOHY .....	56

# 1. ÚVOD

V důsledku postupného vývoje industriálního světa je nevyhnutelně brán ne málo zanedbatelný zřetel na environmentální filozofii průmyslové produkce. Mimo to je na produkci pozorováno také kladení stále větších nároků na celkovou hospodárnost a kvalitu, kterou lze definovat jako snahu se nejvíce přiblížit dokonalé představě výsledného, požadovaného produktu. Pro splnění těchto výše uvedených nároků se nynější doba neobejde bez použití nástrojů, které jsou schopny stav ještě dosud nevytvořeného výsledku produkce predikovat.

Do jednoho z klíčových nástrojů se řadí experimentální simulace, která prostřednictvím fyzických zařízení dokáže za předpokladu správného nastavení napodobit děj ve skutečném technologickém kroku. Zásadní roli zde hraje nadefinování vhodných podmínek, u kterého je teoretická znalost dané technologie podstatným předpokladem. Díky ní je poté zajištěna správná analýza výsledků po experimentu, či stanovení velikosti nepřesnosti od skutečného jevu.

Tento typ simulace se nabízí realizovat jako modelování vývoje tepelně ovlivněné oblasti (HAZ), která se z důvodu působení termomechanických činitelů prezentuje od neovlivněné matrice odlišnými materiálovými vlastnostmi. Tepelně ovlivněnou oblast lze příznivě zkoumat v místech svarových spojů, a sice při technologii stykového svařování s odtavením, které je považováno za kvalitní technologii nerozebíratelného spojování širokopatných kolejnic. Simulaci lze provést pomocí modifikovaného SICO testu, tedy tlakovou zkouškou s evidentně tvořeným výronkem, prováděného na simulátoru Gleeble 3800. Během testu lze ovlivňovat termomechanické činitele tváření a simulovat tak podmínky ve svařovnách kolejnic. Teplotní parametry lze simulovat prostřednictvím pulsních ohřevů. Volba odběru vzorků a správně zvolených parametrů svařování úzce souvisí s výslednou strukturou v tepelně ovlivněné oblasti, jejíž struktura spolu s chemickým složením může ve svarech způsobovat ojedinělé, avšak nepříznivé praskání.

Ambicí této diplomové práce bude rozšířit aplikační možnosti tradičního SICO testu na plastometru Gleeble, a to pomocí modifikovaných parametrů, které budou využity pro simulaci vývoje tepelně ovlivněné oblasti z dat získaných z provozního stykového svařování kolejnic. Na simulátoru budou provedeny testy s různými režimy stlačení a teplotními cykly a na základě mikrostrukturní analýzy bude posouzen vliv technologických parametrů na heterogenitu v HAZ a možný výskyt zkřehávajících fází.



## 2. PROBLEMATIKA SVAŘOVÁNÍ KOLEJNIC

Se zvyšujícími se nároky technického pokroku na stroje, konstrukce a technologická zařízení je poukazováno na důležitost výzkumu nových technologií, které jsou hodnocené z pohledu rychlosti, ceny i mobility. To vyžaduje tvořivou činnost, opírající se o vědomosti inženýrských disciplín a schopnost posoudit danou problematiku s výsledným návrhem optimálního řešení. Zárukou úspěšného návrhu technologie je povinnost využívat teoretické poznatky vědních oborů, které s danou tematikou souvisí. Platí to i při svařování, které je považováno za přední technologické procesy výroby, opravy rozmanitých strojních zařízení a konstrukcí napříč průmyslovými odvětvími [1, 2, 3, 4].

S rozvojem technologií výroby a zpracování ocelových materiálů stoupá kromě studia chemie a fyziky také význam metalurgie, která se svařováním nepochybně souvisí. Studie obecných principů při tváření vede k nacházení souvislostí významných fyzikálních a metalurgických jevů, které jsou pro koncipování technologií z pohledu kvalifikace důležité a nepostradatelné. Jen tímto způsobem lze dojít k pochopení zákonitosti studovaných procesů a nahrazování empirických údajů přesnými, které se vztahují na produkci výrobků svařováním. [2, 3, 4].

Obecně lze svařování definovat jako metalurgický proces, při kterém dochází k vytváření nerozebíratelného spoje materiálu. Tento spoj vznikne působením soustředěného tepla, dostatečného tlaku, případně kombinací působení těchto dvou veličin, a to za použití přídavného materiálu nebo bez něj [1, 4].

Fyzikální podstata svařování kovů znamená v představě atomů látky, které se za běžných teplot spojují v molekuly, nebo tvoří kapaliny či tuhé látky. Za vyšších teplot mohou atomy existovat jako samostatné částice, avšak tento jev se objevuje vzhledem k vlastnostem kovů velmi zřídka. Spojování atomů vzniká systém, jež jsou mezi sebou provázány pomocí vnitřních sil. Stav seskupování atomů, iontů nebo molekulárních částic závisí především na povaze a velikosti daných meziatomových vazeb. Tyto vazby jsou tvořeny silami gravitačními, magnetickými a elektrickými. Povahu těchto sil lze určovat podle způsobu, jakým jsou v prostoru rozloženy valenční elektrony atomů systému. Do značné míry je rozložení valenčních elektronů také určováno fyzikálními vlastnostmi pevných látek [3, 4].

Předpokladem pro vznik svarového spoje kovových materiálů je přiblížení spojovaných povrchů na vzdálenost, která v krystalech kovu odpovídá parametru mřížky kovu, který je spojován. Současné metody opracování kovů neumožňují takové přesnosti, které by dokázaly přiblížení všech míst opracovaných povrchů na vzdálenost parametru mřížky. Meziatomové vazby by byly kohezně splněny pouze v jednotlivých bodech a pevnost takového spoje by byla ve srovnání s pevností spojovaných kovů nepatrná. Proto se obecně používají jiné technologie, do kterých jsou zainteresovány veličiny jako tlak, teplota a jejich variace v závislosti na čase [1, 3, 4].

Jedním z důvodů se vyskytujících problémů při svařování kolejnic je sklon k tvoření křehkých složek ve svarových spojkách. Tento vznik může být způsobován např. precipitací karbidů, nitridů, intermetalických složek a jiných. Příčiny porušení svarových spojků mohou být vyvolány prostorovou napjatostí, obsahem pohlcených plynů, chemickým složením původního materiálu či nevhodnými teplotními a deformačními parametry během svařování [2, 14, 15]

Níže jsou uvedeny tři nejčastěji používané technologie svařování kolejnic, z nichž poslední navazuje na výzkum tepelně ovlivněné oblasti a jsou jí věnovány zmínky v dalších kapitolách práce.

## **2.1. Svařování termitem**

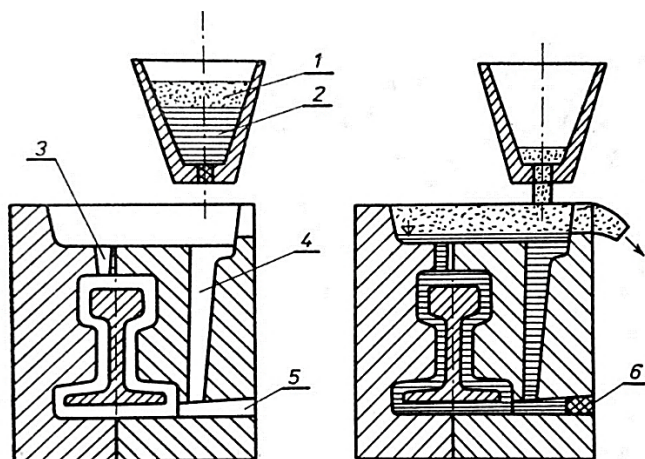
Předpokladem pro kvalitní svarový spoj jsou při svařování termitem dobře obrobené a kovově čisté svarové plochy obou spojovaných dílů. Svařované konce kolejnic jsou s mezerou uloženy ve formě z žáruvzdorného materiálu, která je pro tento případ vyrobená se speciálním tvarem, kopírující tvar kolejnice z důvodu úspory svařovaných látek. Forma je opatřena dvěma otvory – vtokovým a výtokovým kanálem pro nezbytné předeřtání obou konců kolejnic pomocí plamene, který způsobí zvýšení teploty na hodnoty 700 – 1 000 °C [1, 2, 5].

Jako zdroj tepla při tomto způsobu svařování kolejnic je považována chemická reakce mezi oxidy železa a hliníkem. Tato exotermická reakce probíhá během hoření termitové směsi, což je směs okují s největším zastoupením oxidu železitého ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) a hliníkové krupice (částice hliníku s frakcí pod 1 mm). Reakce hoření probíhá podle následující chemické rovnice (1).



Výsledkem chemické reakce je roztavený oxid hlinitý, železo a také značně velké množství tepla, které je schopno ohřát vzniklé produkty reakce na teplotu kolem 3 000 °C. To má za následek tekutý stav obou látek a jelikož je železo těžší než oxid hliníku, je usazován v dolní části vytvořeného kelímku. Nad ním je vytvořena souvislá vrstva strusky oxidu hlinitého. Kelímek, ve kterém proběhne chemická reakce, se s otvorem uvolněným v jeho dně dostává do vtoku formy tekuté oceli a poté do strusky. [1, 3, 5].

Přehřáté konce kolejnic jsou následně zality tekutou ocelí, nataveny a tím svařeny, jak je zobrazeno na **obr. 1**. Po vychladnutí celé soustavy jsou mechanicky nebo tepelně odděleny vtok s výfukem a pomocí broušení je upraven tvar pojezdové plochy kolejnice [3].



**Obr. 1:** Tavné svařování kolejnic termitem: 1 – tekutá struska, 2 – tekutá ocel, 3 – výtokový kanál, 4 – vtok, 5 – otvor pro přehřev, 6 – zátku [3]

Vyrobené železo při chemické reakci je využito nejen jako zdroj tepla pro svaření, ale tvoří část mezery svarovým kovem, který musí svými vlastnostmi odpovídat svařovanému materiálu kolejnice. Do kelímku se tedy musí přidávat kousky oceli s vyšším obsahem uhlíku, manganu a dalších prvků, které se v tekutém železe roztaví a vhodně upraví jeho chemické složení, což souvisí s mechanickými vlastnostmi svařence. Pojezdová plocha by se při provozním použití neměla od kolejnice lišit ani svým opotřebením, což by se v důsledku dlouhodobého používání mohlo projevit na nerovnosti kolejové konstrukce [2, 4].

Svařování termitem je výhodné pro svou jednoduchost a nižší nároky na kvalifikaci pracovníků. Tato technologie je také přínosná při bodových opravách kolejnic, kdy není nutné

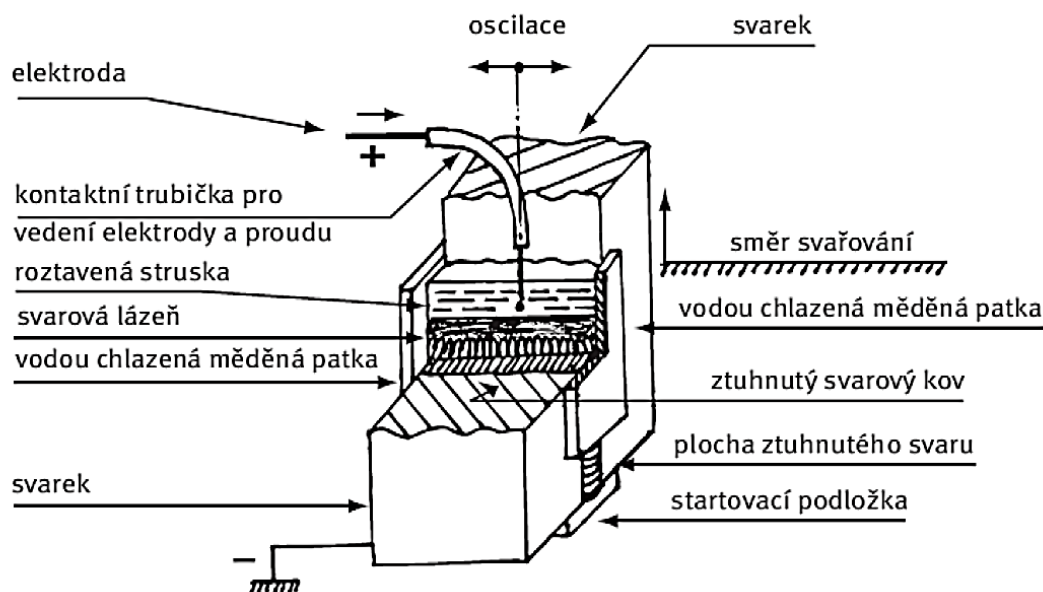


demontování celé kolejnice vsazené již do pražců, ale postačí vyřezání a nahrazení poškozené oblasti kolejnice se svařením [3].

## 2.2. Elektrostruskové svařování

Elektrostruskové svařování bylo vynalezeno v Rusku, a to pro spojování těžkých konstrukcí, kdy postupem času nabylo takového zlepšení, že dosáhlo titulu kvalitní svařovací technologie. Teprve nedávno věnovali inženýři ze spojených států na elektrostruskové svařování větší pozornost. Pro pochopení používání této technologie si lze nejjednodušeji představit svařování tupých spojů, zejména hrubých plechů, které jsou k sobě spojeny natupo, tedy na sraz. Avšak uplatnění našlo toto svařování i u spojování T-spojů, rohových spojů, či švů při spojování plášťů tlustostěnných cylindrických těles. Proces může být využíván v rozsahu tloušťek od alespoň 3 cm do cca 25 cm s výhodou nízké obtížnosti. V Evropě byly však zaznamenány tloušťky až kolem 2,5 m za použití pouze této technologie [2, 3, 6].

Typický šev, jenž vzniká svařením, je reprezentován na **obr. 2**. Představuje otevřenou čtvercovou drážku ve vertikální pozici. Tato pozice musí být v tomto případě vždy zajištěna pomocí svislých rovnoběžných spojovaných částí. V bočních částech jsou umístěné měděné, vodou chlazené příložky. Svařování je započato v nejnižší části svařované mezery s postupným stoupáním vzhůru, kdy je mezera pomalu zaplňována spotřebovávanou elektrodou. Tento prostor za předpokladu roztaveného kovu se struskou je nazýván svarovou lázní. Často jsou elektrody oscilovány pro zajištění rovnoměrně roztavené směsi po průřezu [1, 3, 4, 6].



**Obr. 2:** Detailní znázornění elektrostruskového svařování [7]

Pro zahájení elektrostruskové operace je potřeba umístit dvě elektrody do spodní části mezery, kde se nachází granulovaná elektrický vodivá směs, sloužící k započetí elektrického oblouku mezi dvěma elektrodami, čímž dojde k vytvoření roztavené vrstvy strusky. Celý zbývajících proces je bezobloukový a pomocí vedeného elektrického proudu elektrodami dochází k vytváření odporového tepla ve vrstvě roztavené strusky. Ta je ohřata na teplotu podstatně vyšší, než je teplota tavení oceli, takže elektrody se v této lázni taví a jejich kapky klesají do lázně svarového kovu. Na rozdíl od obloukového svařování, kdy je potřeba zajistit správné hodnoty přiváděného proudu, je elektrostruskové svařování možné uskutečnit v širším rozpětí. Aby nedocházelo k natavení bočních příložek, musí být dodržena hustota proudu max.  $45 \text{ A / cm}^2$  průřezu elektrod. Složení svaru je obecně zastoupeno okolo dvou třetin roztavených elektrod a jedné třetiny původního kovu spojovaného materiálu. To znamená, že původní kov hraje velkou roli v určení chemického složení vytvořeného svaru. Co se týče původní granulové směsi pro zahájení procesu, směs je postupem zaplňování vyplavována směrem vzhůru a po ukončení svařování se projeví patrným filmem na povrchu ztuhlého kovu [2, 7].

Elektrostrusková technologie svařování poskytuje velkou výhodu zejména v nevyžadujících přípravách povrchů konců u původních spojovaných částí. Svařované spoje podstupují relativně pomalé ochlazovací rychlosti, a je tedy u této technologie prakticky nemožné vytvoření zakřivení původně souosých částí. Teplotní gradient svarového kovu postupuje směrem ven k povrchu ochlazujících částí, což je potvrzeno tuhnutím nejprve

okrajových oblastí, poté oblastí středových. V oblastech je obsaženo zbytkové napětí, které má ve středu tlakový charakter, na rozdíl od okrajových oblastí, kde převládá charakter napětí tahový. Vodík v matici svarového kovu takřka nefiguruje, proto se svary vyznačují jako druhy spojů bez pórovitostí. Na druhou stranu je nutno zohlednit pomalé ochlazování, doprovázeno také pomalým tuhnutím, což může v některých případech vést k praskání svarového kovu za tepla, citlivosti k praskání v tepelně ovlivněné oblasti základního materiálu a hrubozrnné struktuře u určitých značek oceli [2, 3, 7].

### 2.3. Stykové svařování s odtavením

Technologie odtavovacího stykového svařování je úzce spjata již se začátky zřizování bezstykové koleje v 50. letech minulého století. V té době zajišťovaly stabilní svařovny i mobilní stroje svařování kolejnic do dlouhých pásů, závěrné svary byly pak prováděny technologií aluminotermického svařování. Odtavovací svařování je v současné době nejkvalitnější technologií provádění svarů. Je zde řada výhod. Mimo mechanické vlastnosti, kterými lze dosáhnout správně volených parametrů, není potřeba žádného přídavného materiálu a svar je tedy tvořen vlastním natavením s vytvořeným výronkem. Mezi omezující aspekt zde patří nutnost pohyblivých spojovaných částí, které v případě oprav na železniční trati znamenají demontáž alespoň jedné kolejnice ze všech pražců [8, 9].

Principiálně se jedná o druh odporového svařování, při němž jsou svařované dílce přitlačeny na styčné plochy a svařování probíhá v celém jejich průřezu. Zdrojem tepla je elektrický proud, který pomocí elektrod prochází spojovanými dílci. Při průchodu vzniká tok elektronů, které se snaží procházet celým uzavřeným okruhem. V místě styku se materiál vlivem vyššího elektrického odporu a uplatňujícího skin efektu začíná zahřívat, čímž dochází k poklesu odporu nutného k deformaci a zvyšování plastických vlastností obou spojovaných dílců. Vyšší teplota zajistí spolu s působícím tlakem nárůst adhezních sil a po vychladnutí vytvoření soudržného svařeného spoje s evidentním výronkem, viz **obr. 3** [2, 8].





**Obr. 3:** Vytvořený výronek vlivem stlačení

Stykové svařování s odtavením je technologií, kdy je elektrický proud spuštěn již před stlačením spojovaných dílců proti sobě, na rozdíl od stykového svařování se stlačením. Tím jsou zajištěny výrazně nižší tlakové síly a efektivnější proces spojování [2, 6].

Před zahájením svařování je nutné především zohlednit tvar kolejnic a jejich jakost. Samotný svařovací cyklus se poté skládá z pěti základních fází: příprava kolejnic na svařování, fáze odtavování, stlačení kolejnic, odstranění výronku svaru a kontrola kvality finálního svarového spoje [2, 6].

První podstatnou operací je nutnost důkladného očištění ploch, a to především stojiny kolejnice. Zejména tam s upínacími čelistmi svařovacího stroje dochází k průchodu proudu s vysokou intenzitou a elektrický odpor zde musí vykazovat nízké hodnoty. V praxi je očištění ploch prováděno broušením. Důležitým parametrem je také rovinatost a vzájemná paralelnost obou čel kolejnic, která je rovněž předepsaná technologickým postupem. Po upnutí obou dílců v čelistech zařízení je zahájena fáze odtavení [3, 6].

Odtavovací stykové svařování kolejnic je v praxi realizováno s neustále sledovaným průběhem cyklu, který má vliv na kvalitu výsledného spoje. Proces je uskutečněn v několika etapách, ve kterých jsou měněny hodnoty napětí a protékajícího proudu. Pro zkrácení celkového času svařování je používáno pulzní odtavování. Čela dílců (kolejnic) jsou k sobě přiblíženy do vzájemného dotyku, ačkoliv se svými plochami nedotýkají dokonale, ale vzhledem k nerovnostem v řádech mikronů pouze v oddělených bodech. V těchto místech je zintenzivněn protékající proud, který způsobuje nahřátí materiálu a postupné tavení, doprovázeno současným přibližováním čel kolejnic. Stlačování představuje závěrečnou etapu svářecího cyklu, v jehož průběhu je vytlačen veškerý tekutý kov s okysličenými částmi ze svařovací mezery a nastává

plastická deformace sousedních předeřátých vrstev svařovaných dílů. V důsledku toho jsou vytvořeny nové meziatomové vazby, přičemž je důležité dosáhnout optimální velikosti zrn struktury kovu, jež zabezpečí vhodné mechanické vlastnosti. Po dokončení celého svařovacího procesu je zaznamenáván úbytek délky kolejnic cca 22 až 26 mm. Po obroušení vychladlého výronku taveniny je svarový spoj ověřován pomocí defektoskopických zkoušek a zkoušek lámavosti. Výsledky oproti ostatním technologiím svařování kolejnic potvrzují výborné parametry svarů, a to jak u kolejí celostátních drah, tak i u tramvajových tratí. Oproti aluminotermickému svařování je navíc zajištěna dlouhodobá kvalita a také menší rozsah tepelné ovlivněné oblasti, jejíž malá velikost je přínosná zejména u vnitřních kolejnicových pásů v obloukových oblastech tratí [1, 9].

## **2.4. Výskyt segregace ve svarovém kovu**

Obdobně jako při odlévání oceli se mohou i při svařování ve svarovém kovu projevovat segregací procesy, které mohou ovlivňovat výslednou kvalitu svaru. Jejich vznik lze omezit na zanedbatelnou hodnotu více faktory. Segregací rozumíme skutečnost, že hlavní osy primárních dendritů jsou tvořeny kovem s vyšším obsahem složek taveniny s vysokou teplotou tání. Tavenina v prostorech mezi dendrity je naopak obohacována o složky taveniny s nižší teplotou tání. Jedná se především o oxidy a sulfidy. Míra projevu segregace závisí na chemickém složení kovu a parametrech svařování. Z důvodu rozdílné rozpustnosti kyslíku a síry v  $\delta$  feritu a austenitu (větší rozpustnost) se tedy ve větší míře projevuje náchylnost ke krystalizačním trhlinám u ocelí s vyšším obsahem uhlíku. Primární austenitickou krystalizaci kovu napravo od perlitického nosu podporuje zvýšení obsahu uhlíku, způsobené promísením se základním materiálem a také austenitotvorné prvky (Mn, Ni) [1, 2, 4].

Homogenita chemického složení ve svarovém kovu je také ovlivňována difuzí. Pokud jsou parametry svařování nastaveny na vysoké teploty a dlouhé časy, homogenita materiálu je vyšší. Naopak, pokud jsou tyto dva difuzní činitele na úrovni nízké teploty a době výdrže, výrazně se zvyšuje heterogenita materiálu. Segregace je také ovlivňována šířkou teplotního intervalu likvid – solid. S větším intervalem je i segregace výraznější [9].

Při primárním tuhnutí svarového kovu na austenit, tj. napravo od peritektického bodu, dochází ke zvyšování nebezpečí tvorby eutektik s nízkou teplotou tání. Zůstávají tedy v tekutém stavu oproti okolního ztuhlého kovu. Tomuto jevu se říká likvace a je příčinou vzniku teplých likvačních trhlin ve svarovém spoji [4].

### 3. TEPELNĚ OVLIVNĚNÁ OBLAST PŘI SVAŘOVÁNÍ

#### 3.1. Definice

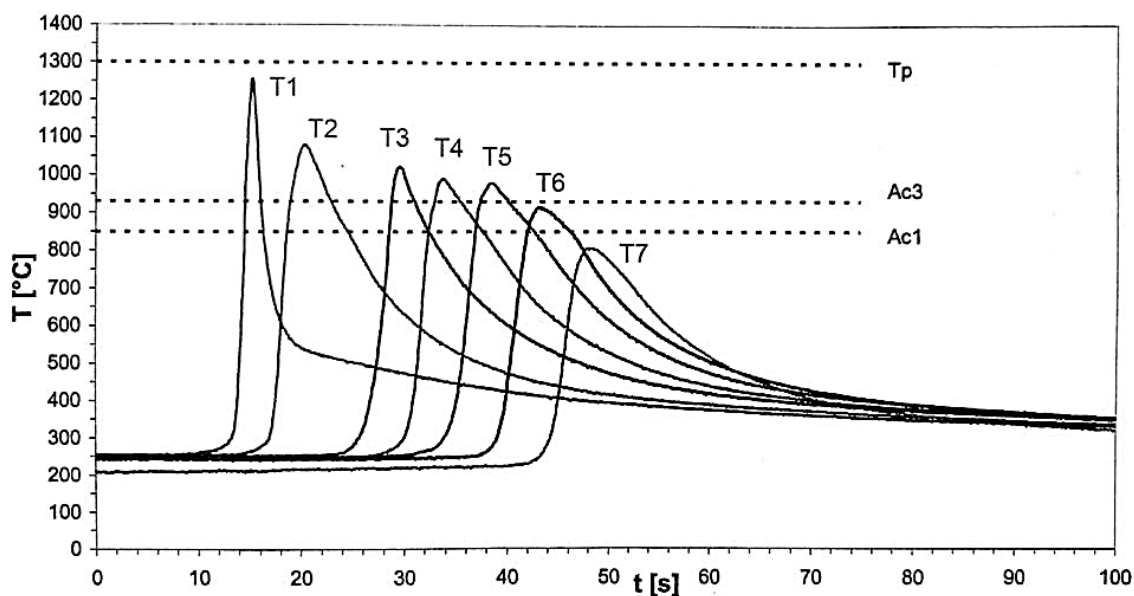
Při tepelné aktivaci oceli vzniká v základní matici materiálu úzké pásmo ovlivněné mikrostruktury, která přiléhá k linii ztavení kovu a je nazývána tepelně ovlivněná oblast (HAZ, z angličtiny Heat-affected zone) [10].

V této oblasti dochází vlivem teplotního cyklu k úplné či pouze částečné transformaci struktury a také k významnému ovlivnění stavu precipitace sekundárních fází. Jelikož je precipitační zpevnění jedním z nejefektivnějších mechanismů zpevnění u oceli, sehrává jeho stabilita klíčovou úlohu z hlediska creepové odolnosti v HAZ, a to jak v nataveném kovu, tak i v samotném základním materiálu. Během teplotních cyklů může snadno docházet ke hrubnutí disperzních částic, případně i k jejich částečnému nebo úplnému rozpouštění. Vhodnou volbou teplotních cyklů a technologie svařování lze zamezit výraznému ovlivnění struktury, vylučování precipitátů, a tím i k poklesu creepové pevnosti [2, 10].

#### 3.2. Teplotní cyklus v HAZ

Vliv koncentrovaných zdrojů tepla používaných pro stykové svařování s odtavením na strukturu a vlastnosti spojů je posuzován pomocí tzv. teplotních cyklů. Znalost cyklů v HAZ je využívána také pro výzkum a vývoj svařitelnosti odlišných materiálů, než jsou jen ocelové kolejnice, studium praskavosti svarových spojů, či detailní studium mikrostruktury a mechanických vlastností jednotlivých oblastí ve svařenci. Znalost teplotních cyklů při svařování kolejnic je také základním předpokladem pro volbu správných vstupních parametrů a okrajových podmínek při modelování tepelně ovlivněných oblastí pomocí moderní počítačové techniky [2, 10].

Příčinou vzniku teplotního cyklu je považován zdroj tepla, který musí působit přesně v oblasti styku dvou spojovaných částí, aby byla zajištěna termická aktivace svařovaných povrchů a rovnoměrné snížení hodnot deformačního odporu během přibližování svařovaných částí. Kondukce tepla je pak příčinou vzniku teplotního cyklu. Na **obr. 4** jsou obecně znázorněny různé teplotní cykly. [2, 9, 10].



**Obr. 4:** Obecný průběh teplotních cyklů [10]

Charakteristika teplotního cyklu je obecně chápána jako závislost teploty na čase. Jednotlivé cykly se od sebe liší nárůstem teploty z počáteční teploty na maximální. Rychlost ohřevu na maximální teplotu  $T_{\max}$  je dána fyzikálními vlastnostmi svařovaného materiálu, použitou technologií ohřevu a jeho intenzitou. Po dosažení maximální teploty dochází k postupnému ochlazování, ve kterém je změna teploty rovněž ovlivňována na vlastnostech materiálu, technologii a podmínkách simulace. [2, 10].

Jelikož je u ocelí přeměna  $\alpha \rightarrow \gamma$  tepelně aktivovaný proces a prochází několika etapami nukleace zárodků a jejich růstu, způsobuje velká rychlost ohřevu teplotní hysterezi bodů přeměny. To znamená, že za těchto podmínek není započata přeměna  $\alpha \rightarrow \gamma$  při rovnovážné teplotě, ale při teplotě o 50 až 300 °C vyšší. Vysoká rychlost ohřevu způsobuje kromě ovlivnění teplotní hystereze bodů přeměny i kinetiku této přeměny a stupeň homogenizace tuhého roztoku. Při dostatečně vysokých rychlostech ohřevu cca 1000 °C·s<sup>-1</sup> může při ohřevu existovat ještě při teplotách 1000 °C netransformovaný ferit. Následně dochází k překrytalizaci feritu na austenit. Přesto, že je difuze uhlíku ve feritu při těchto teplotách mnohem vyšší než koeficient difuze uhlíku v austenitu, je přesto homogenizace austenitu při takto vysokých teplotách ohřevu dostatečná a jemné zrna struktury zůstává zachováno. [2, 3].

Druhou fází teplotního cyklu je považován čas setrvání na maximální teplotě. Toto lze pokládat za míru hrubnutí zrna. Čím je tento čas delší, tím je výraznější i výsledné zhrubnutí zrna. Ochlazovací větev teplotního cyklu ovlivňuje zejména strukturní přeměnu  $\gamma \rightarrow \alpha$  a difuzní

jevy, zejména pak pohyblivost vodíku. Čím je rychlost ochlazování v oblasti transformačních teplot vyšší, tím větší je pravděpodobnost získání nerovnovážných struktur, např. bainitu, či dokonce martenzitu. Menší rychlost ochlazování při teplotách pod 300 °C je přímo úměrná s pravděpodobností vydifundování vodíku z oblasti svarového spoje. V případě větších rychlostí ochlazování by endotermický charakter vodíku v kovu měl za následek vytváření molekul  $H_2$  a poté nežádoucích vloček způsobujících křehkost materiálu. [9, 11].

Teplotní cykly jsou nejčastěji charakterizovány čtyřmi základními parametry, do kterých patří: rychlost nebo čas ohřevu na maximální teplotu; čas výdrže nad teplotami  $Ac_1$  a  $Ac_3$  s teplotou přehřátí  $T_{pr}$ ; maximální dosažená teplota cyklu  $T_{max}$  a rychlost ochlazování. Stanovení průběhu jednotlivých teplotních cyklů lze při různých metodách simulace získávat přímým měřením či výpočtem. [11, 12].

### 3.2.1. Měření teplotních cyklů v HAZ

Měření teplotních cyklů při svařování je nejpřesněji prováděno pomocí termočlánků. Jejich typ je volen podle vzdáleností od hranice ztavení, ve kterém chceme teplotní parametry sledovat. Liší se mezi sebou hraničními teplotami, při čemž termočlánky, které jsou schopny odolávat výdrži na teplotě svarového kovu jsou neekonomické, avšak je zde zajištěn nejdůvěryhodnější výsledek. Vzhledem k tomu, že teplotní cykly se mění v závislosti na vzdálenosti od hranice natavení, musí mít spoj termočlánek s měřeným místem velmi malý rozměr. V opačném případě zde vzniká riziko měření pouze průměrné hodnoty teploty z plochy spoje. Proto se rozměry termočlánků pohybují obvykle do 0,5 mm průměru. Takto tenké termočlánky se vyznačují nízkými hodnotami tepelné setrvačnosti a tím přispívají k přesnosti měření. Pro dosažení přesného měření je také nutné zajistit kovový kontakt termočlánků s měřeným místem, nejčastěji použitím kondenzátorovou impulsním svářecím zařízením. Pro přesné měření je také doporučeno využívat krátké termočlánky a ke spojení s měřicí aparaturou použít kompenzační vedení s nízkým vlastním odporem. Teplotní cykly je schopno měřit buďto na povrchu materiálu nebo uvnitř, kde se termočlánky navařují do válcově vyvrtaných děr s plochým dnem v různé vzdálenosti od hranice ztavení v HAZ. Rozložení teplot v teplem ovlivněné oblasti je možno také s podstatně menší přesností stanovit pomocí termovize. [2, 9, 11].

Měření teplotních cyklů v HAZ zůstává stále velmi nákladné. Jelikož má jejich znalost pro posuzování svařitelnosti kovů a slitin zásadní význam, byla prakticky od samého počátku studia teplotních cyklů řešena možnost jejich matematického výpočtu [3].

### 3.2.2. Výpočet teplotních cyklů v HAZ

Veškeré teorie pro výpočty teplotních cyklů jsou odvozením z fundamentální diferenciální rovnice (2) pro vedení tepla v pevné fázi ve tvaru:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c \cdot \rho} \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = a \nabla^2 T \quad (2)$$

Pro matematické řešení této rovnice v podmínkách elektrického svařování jsou přijaty tyto následující zákonitosti a pravděpodobné chyby během výpočtu. Pro řešení základních diferenciálních rovnic vedení tepla platí určité předpoklady, jež zjednoduší vyjádření matematického vztahu. Materiál (v našem případě kolejnice) je homogenní nekonečné těleso, jež nabývá rozměrů neomezeně do všech směrů. Svařovací proces se nachází v kvazistacionárním stavu, což lze chápat jako stav, kdy je poměr mezi teplem přiváděným do svaru a teplem odváděným skrz základní materiál neměnný. Zdroj tepla je zdrojem bodovým, s konstantním tepelným výkonem a pohybuje se konstantní rychlostí spolu s počátkem souřadného systému x, y, z. Dalším předpokladem jsou konstantní hodnoty tepelné vodivosti, měrného tepla, měrné hmotnosti u svařovaného materiálu a zanedbávající latentní teplo krystalizace a strukturních přeměn. Stejně tak se zanedbávají tepelné ztráty prostřednictvím radiace z povrchu svaru. Při dodržení těchto zjednodušujících předpokladů pak lze ze základní rovnice vedení tepla odvodit vztah (3) pro výpočet teploty, a to v libovolném místě tělesa o souřadnicích x, y, z. [2, 11].

$$T(R, x) = T_0 + \frac{q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot R} \cdot e^{\left(-\frac{v \cdot x}{2 \cdot a} - \frac{v \cdot R}{2 \cdot a}\right)} \quad (3)$$

kde	T	požadovaná teplota [K]
	T <sub>0</sub>	teplota předeřhřátí [K]
	q	efektivní tepelný tok zdroje tepla při svařování [J·s <sup>-1</sup> ]



$v$	rychlost svařování [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]
$\lambda$	součinitel tepelné vodivosti materiálu [ $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ]
$R$	vzdálenost zkoumaného bodu od zdroje tepla [m]
$c$	měrná tepelná kapacita [ $\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ]
$\rho$	hustota [ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ]
$a$	součinitel teplotní vodivosti [ $\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$ ]

### 3.2.3. Použití znalostí teplotních cyklů

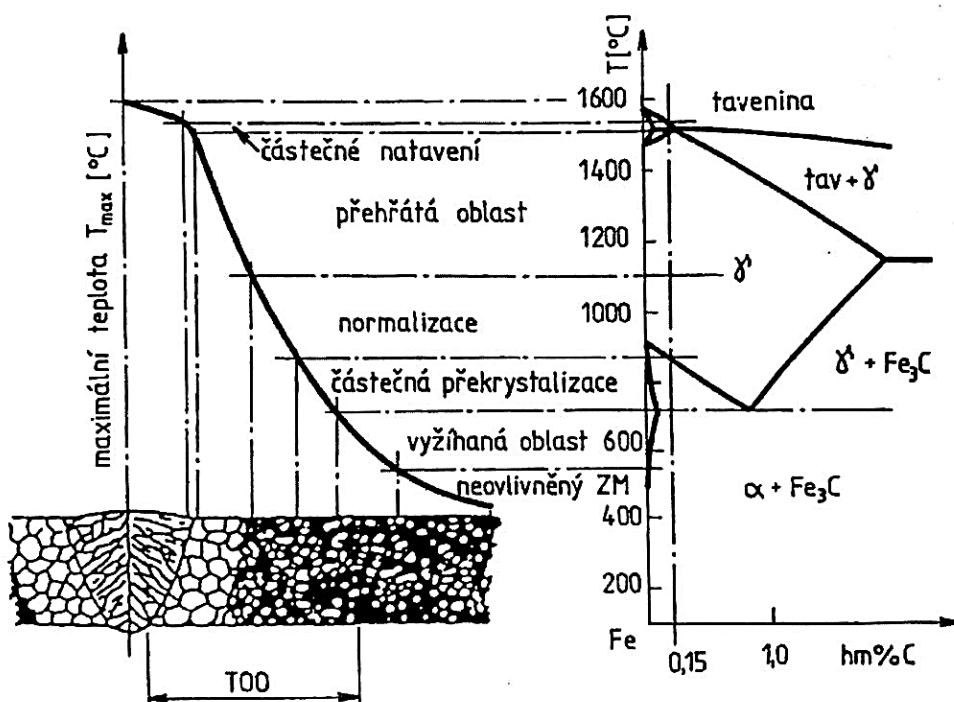
Vypočtené a naměřené hodnoty, které poskytují vykreslení průběhů křivek teplotních cyklů v oblastech HAZ, umožňují při znalostech ARA diagramů oceli určovat předpokládané mikrostruktury v jednotlivých oblastech svarových spojů a tím také predikovat mechanické vlastnosti. Tento postup lze realizovat i inverzním výpočtem, kdy je pro požadovanou mikrostrukturu v HAZ možno z ARA diagramu pomocí výpočtů zjistit parametry svařování, které mohou této struktury v dané technologii dosáhnout. [10].

Běžné ARA diagramy jsou však konstruovány za odlišných podmínek rychlosti ohřevu na teplotě austenitizace a následné výdrže. Při jejich sestavování se neprojevuje teplotní hystereze  $Ac_1$  a  $Ac_3$ , jež je pro vysokou rychlost ohřevu u svařování typická. Neprojeví se zde ani stupeň homogenizace chemického složení v podmínkách svařování. Proto je zde povinnost používat tzv. diagramy ARA „in situ“, které jsou pro odhady mikrostruktur v HAZ přesnější. Od základních ARA diagramů se liší veličinami na vodorovné ose, kde neznázorňují čas, nýbrž parametr  $t_{8/5}$ , který souvisí se směrem odvodu tepla a také udává, zdali se jedná o tenké, či objemné těleso, resp. těleso, u něhož jeden rozměr nepřesahuje nad ostatními. [10, 13].

### 3.3. Oblasti HAZ

Tepelně ovlivněná oblast se dělí zpravidla na šest podoblastí. Mezi jednotlivými oblastmi se nenachází ostrá hranice, ale plynulý přechod od pásma ztavení až po neovlivněný základní materiál. Každá z podoblastí se vyznačuje charakteristickou mikrostrukturou a materiálovými vlastnostmi. Výsledná struktura v HAZ je určena průběhem svařovacího cyklu

a vlastnostmi tepelně ovlivněného materiálu. Na **obr. 5** je schématické rozdělení tavného svarového spoje na jednotlivé oblasti HAZ, jež jsou popsány pod obrázkem [2, 8, 12].



**Obr. 5:** Vliv teplotního cyklu na strukturu HAZ [2]

### 3.3.1. Oblast částečného natavení

Jedná se o oblast s maximální teplotou, označovanou jako  $T_p$  (Peak temperature), která přímo sousedí se svarovým kovem. V této oblasti koexistují tavenina a austenit, což má za následek natavování základního materiálu a jeho promíchávání se svarovým kovem. Ještě před oblastí částečného natavení se nachází dendritická struktura svarového kovu, jejíž původní materiál byl vlivem tepla nahřát nad teplotu likvidu. Tekutý kov byl poté při ochlazování schopen postupné krystalizace, jejíž následkem bylo vytvoření lité struktury, tvořené dendritickými krystaly. Při simulaci HAZ se do svařování zapojuje nezbytný tlak, který působí proti spojovaným částem a účelně vytlačuje tento nežádoucí tekutý kov spolu s opalem mimo svarový spoj. Nežádoucí je z toho důvodu, že svarový kov neposkytuje tak vysoké mechanické vlastnosti jako přilehlé oblasti HAZ a původní mateční kov. Dendritická struktura představuje nižší hodnoty plastických vlastností, zejména pak hodnot vrubové houževnatosti a pevnosti v tahu. Zlepšením vlastností může být dosaženo dolegováním niklu do hodnot 2,5 % [12].

### 3.3.2. Přehřátá oblast

Tato oblast, přiléhající k pásmu ztavení, odpovídá přehřáté mikrostruktuře, neboť je vystavována vysokým teplotám. V této oblasti dochází k úplné transformaci  $\alpha \rightarrow \gamma$ . Prakticky zde dochází k největšímu hrubnutí zrna, které se u běžných uhlíkových ocelí pohybuje již nad teplotou cca 1050 °C. Míra růstu zrn závisí na chemickém složení oceli a intenzitě tepelného ovlivnění, které je charakterizováno měrným tepelným příkonem zdroje tepla, označovaným písmenem Q. Důsledkem zhrubnutí struktury kovu je zpomalení kinetiky rozpadu austenitu, snížení plastických vlastností, zvýšení náchylnosti ke studeným prasklinám a trhlinám při žhání vlivem tepelného pnutí. U kovů bez transformace se značně snižuje její pevnost. Podle teplotních cyklů vzniká pravděpodobnost vzniku nežádoucích struktur, jako jsou martenzit, bainit, v lepším případě ferit-perlit nebo struktury smíšené [2, 11].

### 3.3.3. Oblast normalizace

Během vystavení teplotnímu účinku vzniká úplná překrystalizace na austenit, který se v tomto případě vyznačuje polyedrickými zrny. Při různých rychlostech ochlazování se může objevovat celá škála struktur, do kterých při největší rychlosti ochlazování patří martenzit, poté s pomalejší intenzitou chlazení bainit a postupně ferit-perlit nebo struktury smíšené. Pokud je znám teplotní průběh, jemuž je materiál vystaven, podle ARA diagramu lze určit typ mikrostruktury. Nižší teploty, než jsou teploty přehřátí spolu s krátkým časem setrvání nad teplotou  $A_{c3}$  způsobí, že zrna austenitu nemá dostatečnou kinetiku, aby zhrublo, což po správném ochlazení dovolí získat jemnozrnnou strukturu, vyznačující se vysokými pevnostními i plastickými vlastnostmi [9, 10, 11].

### 3.3.4. Interkritická oblast

Jedná se o oblast částečné překrystalizace, kdy u nízkouhlíkových ocelí s feriticko-perlitickou strukturou není teplota  $A_{c1}$  jako hranice přeměny perlitu na austenit, ale pohybuje se o něco výše. Hystereze je tím větší, čím větší je rychlost ohřevu v prvofázovém teplotním cyklu. Po dosažení teploty nutné k přeměně je perlitická struktura postupně transformována na austenitickou a jelikož se jedná o difuzní děj, je zde potřebný také určitý čas odpovídající teplotě v intervalu mezi  $A_{c1}$  až  $A_{c3}$ . Fázová transformace neprobíhá v celém objemu zrna původní fáze najednou. Z již vytvořeného austenitu difunduje uhlík do okolního dosud nepřeměněného feritu.

Takovýmto způsobem dochází k překrystalizaci  $\alpha \rightarrow \gamma$ . S ohledem na teplotní cyklus pro tuto oblast však tento děj neproběhne úplně do konce a při ochlazování neexistuje dostatek času pro obrácený proces, tedy difuze uhlíku zpět do původního perlitického zrna, dosud nepřeměněného. Výsledkem zpětné transformace je pak typická struktura zvaná „načechráný perlit“. U větších rychlostí ochlazování roste riziko výskytu zakalených struktur, které lze eliminovat úpravou teplotního cyklu, nejčastěji zpomalení ochlazování HAZ pomocí přihřevů. Ty jsou důležité i z toho důvodu, že se jedná o oblast vykazující nejnižší hodnoty pevností a tvrdosti ze všech ostatních [12, 14].

### **3.3.5. Vyžíhaná oblast**

Považuje se za oblast, kde se materiál vlivem teploty dostává do stabilnějšího stavu. Nestabilní stav materiálu způsobily existence zakalených fází, strukturní heterogenita, vnitřní pnutí, nakumulovaná zbytková deformace a jiné. V případě kolejnicové oceli proběhnou všechny druhy žíhání, které do teplot dosažených ve vyžíhané podoblasti HAZ mohou existovat. Je potřeba zmínit, že v důsledku krátkých časů dochází pouze k částečnému žíhání. Stejně je tomu tak u pokusu o popouštění zakalených struktur. Pokud se teplota v kovovém materiálu během účinku pohybuje blízko pod  $A_{c1}$ , u mikrostruktury sice nedojde k fázové transformaci, avšak je v lokálních místech přehřátá nad teplotu popouštění, a cementitické lamely se mohou vlivem tepelného účinku částečně snažit o vytvoření sorbitické struktury. Tato oblast je teplem ovlivněna, velké změny plastických či pevnostních charakteristik jsou však zanedbatelné. [9, 11].

### **3.3.6. Neovlivněný základní materiál**

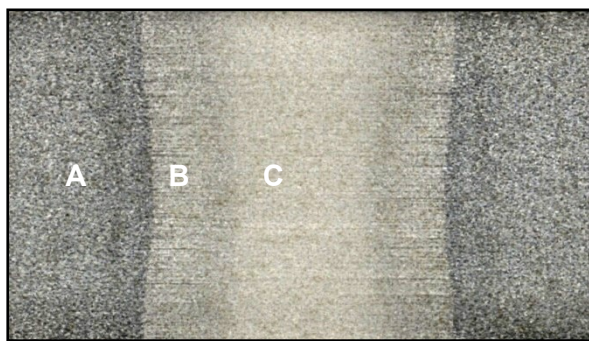
Za tuto oblast je považován materiál, u kterého nebyly zaznamenány žádné mikrostrukturní změny, ani změny v materiálových vlastnostech. Jelikož je vedení tepla v kovu oproti ostatním materiálům výrazné a tepelné změny jsou registrovány i v upínacích čelistech zařízení (simulačního, provozního), bylo by nutné nazývat tepelně ovlivněnou oblast celý spojovaný materiál. Avšak pokud není po mikrostrukturní analýze shledána žádná změna v matici ve srovnání s nepoužitými vzorky, je tato oblast označována jako neovlivněná (často se vyskytuje zkratka BS – base material) [11, 12].

Na fotografii níže (**obr. 6**) je znázorněna makroskopická struktura naleptaného vzorku po simulaci HAZ při svařování s patrným rozdílným zabarvením původního materiálu, tepelně ovlivněné oblasti a svarového kovu tvořeného dendritickou strukturou. V tomto případě se jedná o experiment bez záměrného vytlačení tekutého kovu vně svarový spoj a došlo tedy jen k nahřátí materiálu nad teplotu likvidu. Krystalizace tekutého kovu tedy proběhla mezi tepelně ovlivněnými zónami, což bude mít za následek snížení pevnostních charakteristik vytvořeného svaru a na základě odlišných vytvořených fází také změnu objemu materiálu. [13, 15, 16].

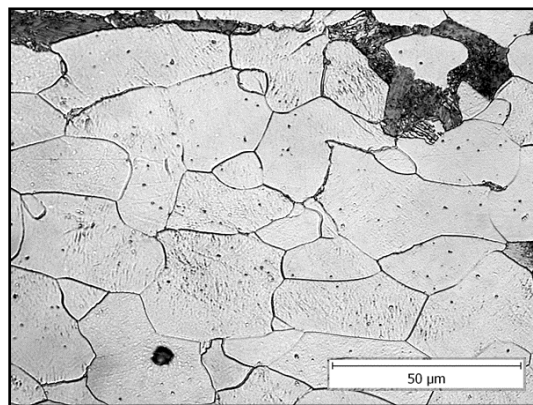


**Obr. 6:** Makrostruktura vzorku po simulaci HAZ při svařování [16]

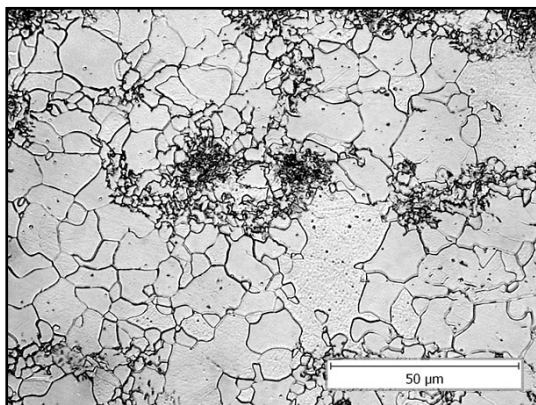
Na **obr. 7** níže jsou uvedeny čtyři obrázky nízkouhlíkové oceli, z nichž **a)** znázorňuje makroskopický pohled na strukturu vytvořené tepelně ovlivněné oblasti bez iniciace svarového kovu. Materiál v tomto případě nedosáhl teplot, které by překročily křivku likvidu, a tudíž nedošlo k jeho natavení. Lze si však všimnout ostřejší hranice mezi oblastí A - B, které mohou být označovány jako hranice podoblastí, lišící se od sebe vytvoření fázové transformace. Oblast A na snímku **b)** může být považována jako neovlivněný materiál nebo také jako oblast vyžíhaná, jejíž teplotní účinky vzhledem ke kratším časům nebyly schopny způsobit výrazné strukturní změny. V podoblasti B (**c**) se kromě původního zrna ve struktuře objevují i zrna s výrazně menší velikostí, která vznikla působením vyšších teplot a může se jednat o oblast interkritickou, tedy strukturu, ve které došlo k částečné překrystalizaci. S postupným přibližováním se k oblastem s vyšší teplotou by se tato malá zrna měla vyskytovat v hojnějším počtu, přecházející v oblast normalizace C (**d**), kde je původní zrno transformováno kompletně na jinou fázi a kde při ochlazení vyniká svojí jemnější strukturou, podpořenou dynamickou rekrystalizací v případě působení deformace během zahřátého vzorku [17, 20].



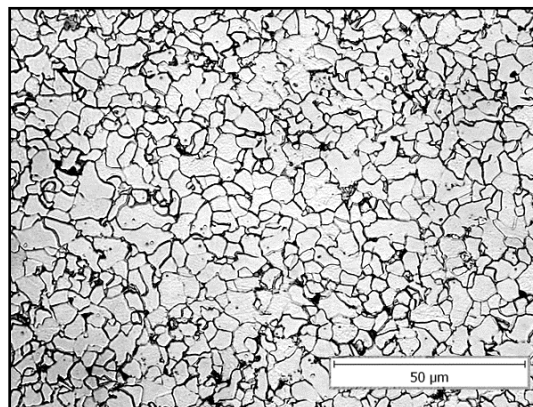
**a)** makrostruktura tepelně ovlivněné oblasti (HAZ)



**b)** detail mikrostruktury vzorku odebraného z místa A



**c)** detail mikrostruktury vzorku odebraného z místa B



**d)** detail mikrostruktury vzorku odebraného z místa C

**Obr. 7:** Struktura nízkouhlíkové oceli v různých oblastech HAZ [20]

Znalosti teplotních cyklů při simulaci vývoje tepelně ovlivněné oblasti spolu s její podoblastmi umožňuje také podrobné studium mikrostruktury a mechanických vlastností. Ty není možné zkoumat na reálných svarových spojích s ohledem na malé rozměry HAZ a jejich dílčích oblastí. Vlastnosti jsou poté testovány pro každou podoblast zvlášť, a to ve větším objemu, který je dosažen ohřevem materiálu v prostředí s rovnoměrnějším působením tepla, např. v pecních zařízeních [18].



## **4. MOŽNOSTI VÝZKUMU TEPELNĚ OVLIVNĚNÉ OBLASTI S VYUŽITÍM SIMULÁTORU GLEEBLE 3800**

### **4.1. Základní charakteristika simulátoru Gleeble 3800**

Plastometr Gleeble 3800 je nejuznávanější, vysoce moderní, integrovaný teplotně-mechanický testovací systém, vyráběný americkou společností Dynamic Systems, Inc. Toto sofistikované zařízení s pomocí dalších modulů je používáno pro laboratorní experimenty mechanických vlastností a je schopno provádět simulace fyzikálně-metalurgických procesů. Jeho optimalizovaný systém umožňuje podávat zpětnou vazbu sledovaných parametrů s velmi přesnými hodnotami, které slouží k podrobnému zkoumání deformačního chování materiálů, jež jsou vystaveny různým okolním podmínkám. Část plastometrického zařízení je uvedena na **obr. 8** [19, 20].

Zařízení bylo zkonstruováno, aby dokázalo splňovat nejnáročnější požadavky na dynamické a teplotně-mechanické procesy se schopností simulovat reálné podmínky v běžných průmyslových podmínkách. Digitální systém plastometru, který procesy řídí, umožňuje zapisovat a následně zpracovávat data kompatibilně s programem na řídicím PC, jehož výhodou je podpora se systémem Windows. Hlavním účelem plastometru je při provádění simulací zkoumat především pevnostní a deformační parametry materiálu. Zařízení je mimo jiné schopno studovat strukturní mechanismy plastické deformace, destruktivními zkouškami charakterizovat mechanické vlastnosti mechanismů plastické deformace a určovat fyzikální vlastnosti materiálu. Přes velkou škálu možností je rovněž používán k simulování progresivních technologií jako je plynulé odlévání oceli, či válcování nad teplotou rekrytalizace. Dokonce je také používán jako simulátor k zušlechťování a zkoumání dějů při krystalizaci. [19, 20].

Gleeble 3800 je také využíván při tvorbě přínosných vědeckých prací, jejichž hlavními požadavky je exaktní definování materiálových vlastností materiálů, které jsou základními kameny k výzkumu nových technologií, účelně vyvíjenými ke zvýšení efektivity výrobních procesů. Výsledky experimentálních zkoušek poté najdou svá uplatnění u vytváření matematických modelů, na základě kterých je lze inverzně opět použít k přesnějším navoleným okrajovým podmínkám ve výpočetním softwaru k provádění neexperimentálních počítačových simulací v souvislosti s chováním materiálu [21, 22].



**Obr. 8:** Plastometr Gleeble 3800 [17]

Zařízení Gleeble 3800 bylo zkonstruováno na silově nejnáročnější mechanické zkoušky. Majoritní část silové práce odvádí pohon pracující na principu hydraulického tlaku, který je schopen vyvinout silový účinek okolo 20 tun, což v přepočtu odpovídá 196 kN. Jeho maximální síla v tahu je nakonfigurována na omezenou hodnotu 10 tun, tedy 98 kN. Pohon v přístroji za použití servomotoru poskytuje vysokorychlostní pohyb pracovních částí v jednotkách  $2000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ . V tématu rychlosti nástrojů stojí za to zmínit jeho spodní hranici, která se pohybuje v řádech tisícín  $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$  [20, 21].

Co se týče řízení teploty na simulátoru, v jeho komoře, jež je součástí přídatného modulu Hydrawedge II, je zajištěn přímý odporový ohřev k dosažení správných tvářecích teplot zkušebních těles. Rychlosti ohřevu mohou být na řídicím PC apriori nadefinovány, a to až na hodnoty  $10\,000 \text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ . Horní tvářecí teploty se liší od použití daných termočlánků a upínacích čelistí. Tyto součásti pak souvisí s rychlostí teplotních změn, délkou ohřívané zóny, šířkou teplotně ovlivněné oblasti apod. Upínací čelisti se používají různých tvarů a materiálů, které kromě oceli mohou být také z mědi. Ty se vyznačují většími hodnotami součinitele tepelné vodivosti a jsou proto používány spolu s vodou chlazenými hlavními čelistmi při experimentálních simulacích s rychlejším ochlazováním vzorku, a to s rychlostí  $100 \text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ .



Pokud jsou k zařízení používány speciální vzduchové trysky, či účinek tryskající vody, lze pak dosáhnout zintenzivnění ochlazování s rychlostmi pohybujícími se k  $10\,000\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Podstatnou funkci plastometru je získávání měřených dat i během simulace, a proto veškeré potřebné senzory v podobě termočlánků, tenzometrů, aj., podávají zpětnou vazbu měřených veličin s frekvencí až 50 kHz, jejichž zpracování však musí počítač k dalšímu vyhodnocování hardwarově zvládnout. Toto se během testování děje zcela automaticky a zaznamenané hodnoty slouží ke kvantifikaci údajů v programu Origin, jenž dokáže za pomoci regrese a interpolace průběhy křivek se značným šumem vyhladit. [19, 20, 22].

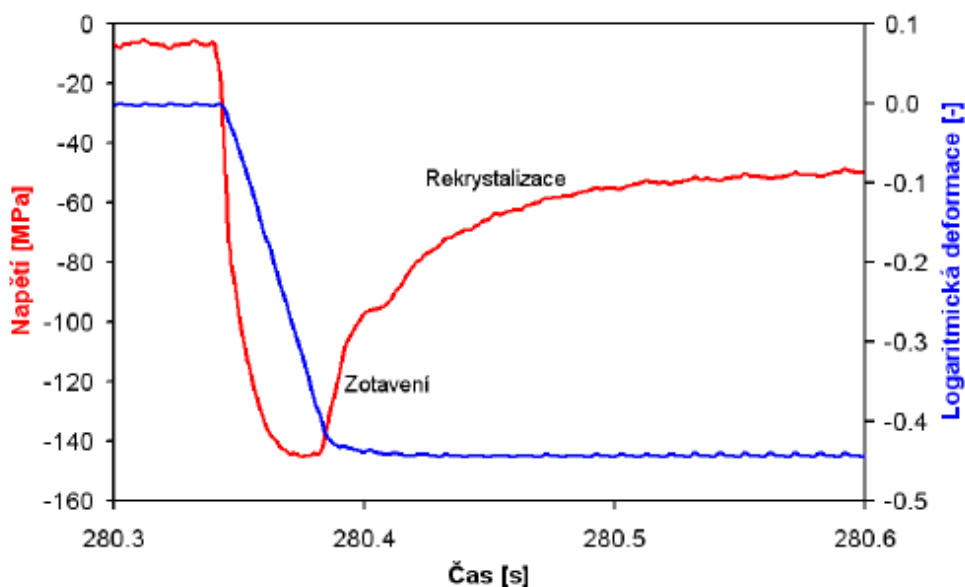
Plastometr je kromě primárního zařízení často doplňován o další kompatibilní vybavení, jimiž jsou vyměnitelné pracovní komponenty. Pro uvedení např. modul Maxstrain, zajišťující simulování procesů vysokými rychlostmi deformace a její intenzitou, či hojně využívaný modul Hot Torsion, jenž bývá opatřen jednostrannou torzní čelistí pro provádění krutových zkoušek. Posledním nejčastějším využívaným je již výše zmíněný pracovní modul Hydrawedge II, který je spolu se stavebnicovým souborem HDS-20 využíván při simulacích tvářecích procesů, vyznačujícími se více úběry s přesným nastavením velikostí, rychlostí a teplotami deformace. Takovéto simulace poté nabývají zcela jiných rozměrů, neboť tyto předem nastavitelné veličiny se svou kombinací tvoří hlavní podstatu zkoumání vlivu termomechaniky na zkoušený materiál v oboru tváření [20, 23].

## 4.2. Aplikační možnosti simulátoru Gleeble

S pomocí systému Gleeble je možno provádět širokou škálu testů. V záměru porozumět tématice simulování tepelné ovlivněné oblasti v souboru HDS-20 tvořeném plastometrem a modulem Hydrawedge II, budou stručně uvedeny další možnosti tohoto systému.

Kromě tepelného zpracování, které lze provádět díky širokému intervalu rychlostí ohřevu a možnosti výdrže na teplotách, je také možno s touto flexibilitou provádět izotermické tlakové zkoušky. V tomto případě je materiál vystaven vysoké zatěžovací síle, a výsledky testů jsou poté cenné pro vytváření matematických modelů a nalezení zákonitostí v uzdravovacích procesech. Data poté slouží jako základ k vytváření programů, jež simulují tvářecí procesy pomocí matematiky (nejčastěji metodou konečných prvků). Zafixováním vytvořené struktury po simulaci a její izotermické výdrži lze připravovat vzorky pro další analyzování, což vede k pochopení kinetiky tepelně a deformačně aktivovaných dějů. Existuje velice efektivní metoda, jak na jednom vzorku rozlišit jednotlivé postdynamické procesy, tedy statické zotavení,

metadynamickou a statickou rekrytalizaci. Za pomoci tzv. relaxačního testu, kdy je po deformaci stále sledována velikost působící síly, je materiál na izotermické výdrži vlivem uzdravovacích procesů odpevňován, což se ve výsledku projeví poklesem síly mezi kovadly (obr. 9) [20].



**Obr. 9:** Příklad relaxační křivky s velmi rychlým působením statického zotavení [20]

Anizotermické zkoušky tlakem jsou především určeny k simulování víceúběrových metod tváření, a to v rámci vysoko i nízkorychlostních režimů. Na základě průběhů křivek zkoumaných parametrů je pak výsledkem optimalizování stávajících technologií nebo zavádění zcela nových. Pro dosažení přesného průběhu simulace je potřeba dodržení konstantních rychlostí deformace v každém úběru, doplněného o okamžité zastavení hydraulického beranu. Modul Hydrawedge II je používán pro programování přesných úběrů, pro které je potřeba vzorkem pohybovat, neboť beran je zastaven vždy ve stejném bodě. To umožňuje přesně řídit velikost deformace za simultánního řízení rychlosti deformace tvářeného vzorku. [20].

Možnosti studia dilatometrie prostřednictvím zařízení Gleeble je umožněno určování teplot fázových přeměn a sestavování izotermických i anizotermických rozpadových diagramů, a to i s aplikací předchozí vložené deformace. Výhodou těchto testů je určování přesného vlivu předchozí deformace na ARA diagramy, což je důležité zejména pro úpravu ochlazovacích parametrů řízeného doválcování či dokování. Teploty překrytalizací je na základě výsledků možno určovat i s pomocí průběhu křivek deformace-napětí během pomalé přerušované deformace tlakem, za současném rovnoběžném poklesu teploty. Například u ocelí je tato změna

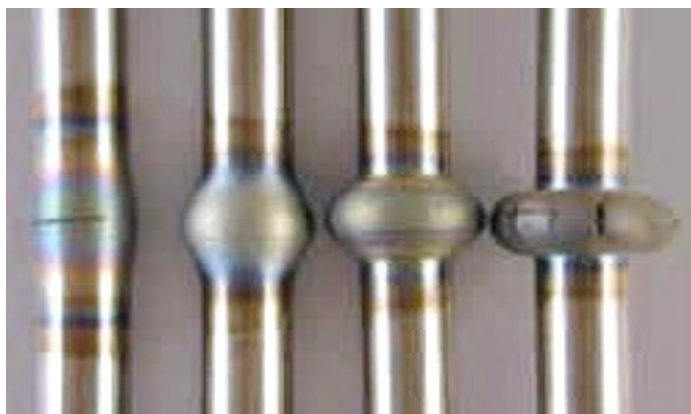
projevem relativního poklesu deformačního odporu při přechodu z oblasti austenitu do dvoufázové oblasti austenit-ferit. [20, 22].

Spolu se simulátorem HDS-20 je plastometr Gleeble mimořádně robustné zařízení, které s možností o postupné vybavování dalšími doplňky, je schopno rozšířit svůj význam do výzkumu dalších materiálových oblastí. V podkapitole bude podrobněji popsán test, pomocí kterého bude zkoumána tepelně ovlivněná oblast, jejichž kombinací je vytvoření simulace stykového svařování s odtavením. [20].

#### 4.2.1. SICO test

Jeden z testů, který lze na zařízení Gleeble provádět, je tzv. SICO test tvařitelnosti. Zkratka znamená Strain Induced Crack Opening, (v překladu rozevření trhliny indukovaným napětím) a test je založen na účelném rozevíráním trhlín ve volně se šířící středové části vzorku, jehož tvar je zpravidla válcovitý s výrazně převyšující délkou nad 10 mm průměrem. Vzorek bývá ohřátý odporově a jedním či více úběry intenzivně napěchován. Proces se tedy v principu podobá tlakové zkoušce, kdy před jejím ukončením vzniká evidentní napěchovaná oblast soudkovitého tvaru. Právě v této oblasti převládají po jejím obvodu tlaková napětí, které vedou ke vznikajícímu praskání. Tímto lze takto jednoduše zkoumat tvařitelnost plynule odlévaných polotovarů, jež jsou náchylnější k tvorbě trhlín při tváření za tepla, či studovat svarové spoje se sklonem k praskání [15, 20, 24].

Parametry jednotlivých úběrů, jako jsou teplota, velikost a rychlost deformace, mění své hodnoty na základě počítačového programu s předem navolenými údaji. Vzorek je uchycen v měděných čelistech a odporově ohříván na zvolenou teplotu. Po nadefinované výdrží je poté deformován pohybem příčníků proti sobě působením tlaku. Díky měděným čelistem s dlouhou kontaktní dobou se vzorkem je při testu osový gradient teploty nastaven tak, aby se maximální teplota nacházela přímo ve středové části délky vzorku, tedy ve středu vzdálenosti mezi měděným čelistem. V důsledku nerovnoměrného rozložení teploty dochází k nehomogenní deformaci, která má za následek nerovnoměrný tok kovu směrem od podélné osy vzorku, viz **obr. 10.** s postupným vytvářením soudkovitosti. Nutno podotknout, že je důležité zohlednit poměr délky vzorku k jeho průměru, který by neměl převyšovat hodnotu 4:1, neboť by mohlo vlivem vzpěrného tlaku dojít k vybočení vzorku vůči jeho nativní ose pohybu. [13, 20, 25].



**Obr. 10:** Postupná tvorba soudkovité oblasti s trhlinou [20]

SICO test je používán u materiálů, kde lze očekávat zhoršenou tvařitelnost a zvýšenou citlivost k praskání. Míra citlivosti je dána hodnotou kritického napětí  $\varepsilon_c$ , které je chápáno jako maximální napětí, jenž dokáže materiál v soudkovité oblasti snést, aniž by došlo k vytvoření trhliny. Po překonání této kritické hodnoty dojde k evidentnímu rozevření. Definice napětí je logaritmický poměr mezi průměrem soudkovité části k průměru původního vzorku, viz rovnice (4) níže [13].

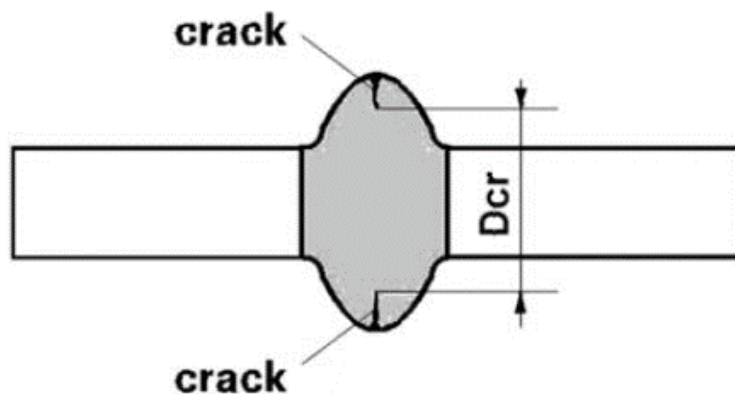
$$\varepsilon_c = \ln \left( \frac{D_f}{D_0} \right) \quad (4)$$

kde  $D_f$  maximální průměr soudkovité části

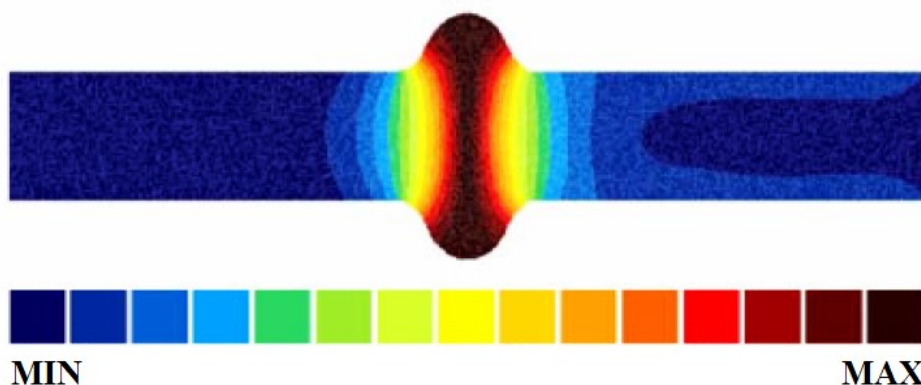
$D_0$  průměr původního vzorku

Stejně tak jako při řízeném tavení a tuhnutí rostou dendritické krystaly ve struktuře kovu se směrem odvodu hlavního tepla, tedy v axiálním směru s osou vzorku. Spolu s dendrity se můžou ve vzorku objevovat segregace primárně v jeho středové oblasti, což se ve výsledku může projevit nevhodným praskáním. Proto je nezbytně nutné se těmito segregacím vyvarovat, a to nejčastěji dostatečným stlačením a uvolněním tuhnoucí taveniny co nejdál od osy vzorku. Po SICO testu a vytvoření bočních prasklin se také často měří tzv. skutečný kritický průměr, který je měřen od konce vzájemně protilehlých trhlin. Tato skutečnost je znázorněna na **obr.11** [15]. SICO je také charakterizován jako zkouška s neobvyklým rozložením teplot. Příčinou je

tvár deformovaného zkušební vzorku, jehož teplotní gradient je v průběhu tváření proměnný.  
- viz **obr. 12** [13, 15].



**Obr. 11:** Znázornění skutečného kritického průměru  $D_{cr}$  po SICO testu [15]



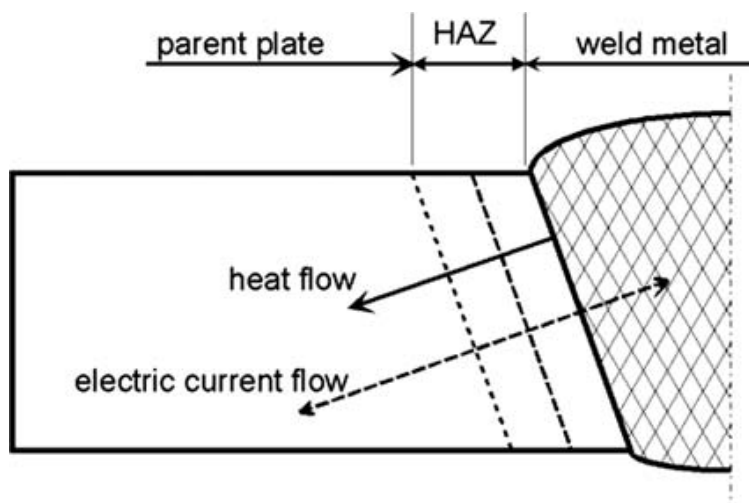
**Obr. 12:** Rozložení teploty ve vzorku těsně před ukončením SICO testu [15]

#### 4.2.2. Simulace svařování

Svařování je historicky první metalurgický proces, který byl úspěšně studován skrze simulační techniku, zejména s použitím simulovaných teplotních cyklů. Dokázal reprodukovat situaci vyskytující se v materiálu, ovlivněného vznikajícím teplem. Vývoj této techniky vedl k zavádění několika zkušebních postupů zaměřených na různé situace ve svarovém kovu spojovaných částí. V konkrétním případě se jednalo o studium ovlivnění struktury a plastického chování materiálu v režimu několikanásobného ohřevu. Důvodem, proč byla simulace

svarování zavedena, bylo požadované detailnější studium houževnatosti vysokopevnostních ocelí v odvětví lodního průmyslu, zejména v poválečném období [13, 20].

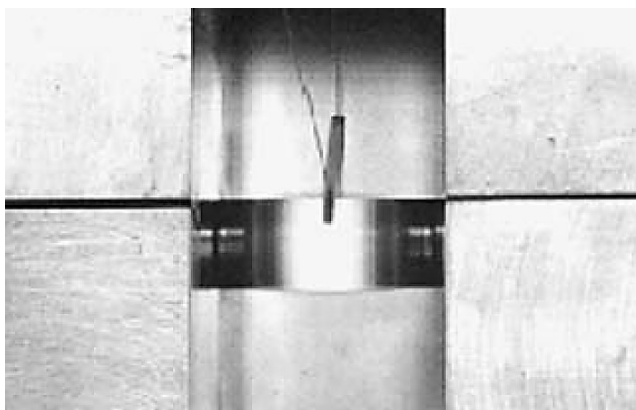
Během této doby vykazovaly vzorky po simulaci svařování mnohem lepších výsledků mechanických zkoušek než skutečné svary. To odborníky donutilo zaměřit se na detailnější analyzování tepelně ovlivněné oblasti, jejíchž výsledkem bylo uvědomění si důležitosti podstatných fázových transformací v materiálu závislých na termomechanických činitelích. Z toho důvodu bylo v roce 1957 vytvořeno první termomechanické zařízení, u kterého byl kladen důraz na možnost volby potřebných termomechanických hodnot, k poskytnutí adekvátních výsledků vzorků po simulaci a odizolování vedlejších nepříznivých činitelů. Jeho prvotní účel byl postupem času rozšířen o studium fázových přeměn, vysokoteplotních mechanických zkoušek, simulace tavení a krystalizace, praskání za vysokých teplot, slinování, studium uzdravovacích procesů či únavových testů. Od této doby nedošlo k výrazným změnám experimentálních simulací ocelí, ale byly navýšeny silové možnosti zařízení a zpřesnění zaznamenávaných hodnot [13].



**Obr. 13:** Vzorek s oblastí svarového kovu, HAZ a původního materiálu s vyznačenými směry odvodu tepla a elektrického proudu [15]

Princip simulace svařování spočívá ve vytvoření tepelně ovlivněné oblasti a svarového kovu. K tomuto experimentu je zapotřebí tyčového vzorku, který je pomocí termočlánků tepelně ovlivněn prostřednictvím pulzních ohřevů. Právě jejich počet a velikost v jednotkách proudu souvisí s rychlostí a maximální dosaženou teplotou ve vzorku. Na **obr. 13** je znázorněna vytvořená zóna svarového kovu, po jejíž stranách se nachází oblast ovlivněná teplem (HAZ) a původní neovlivněný materiál. Jelikož je nejvyšší teplota právě ve středu vzorku, tedy v oblasti

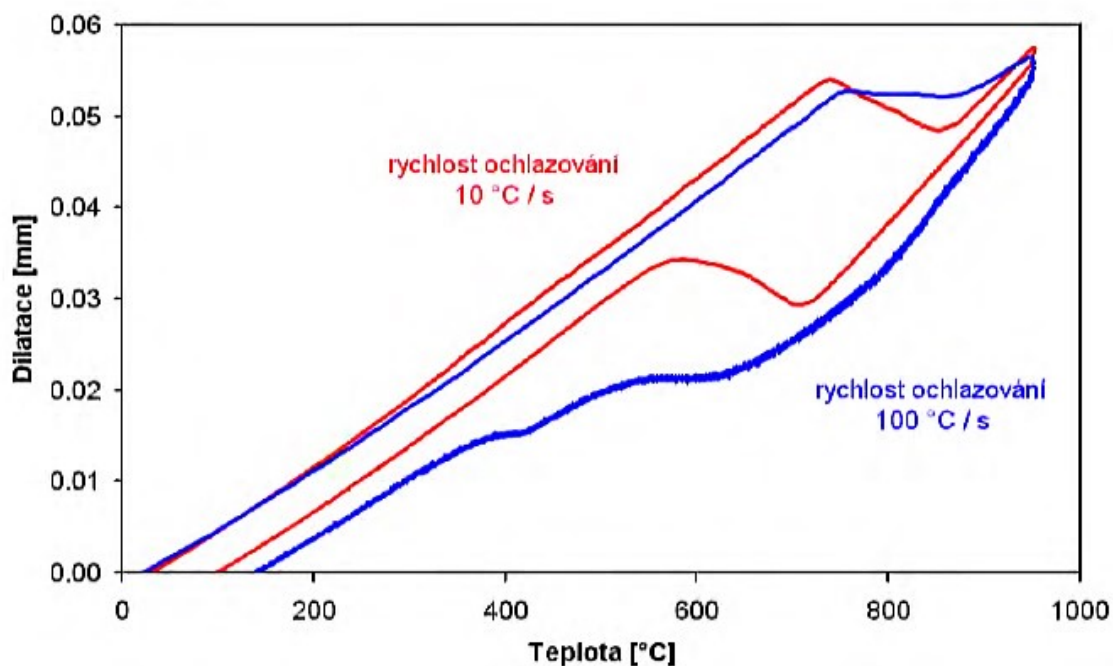
svarového kovu, odváděné teplo vyjmou perpendikulárních směrů, je vedeno ke chladnějším částem vzorku. Vlivem tepelné roztažnosti je materiálu zabráněno nabývat rozměrů ve směru podélné osy vzorku z důvodu nepohyblivých čelistí. To způsobí navýšení objemu nahřáté oblasti, viz. **obr. 14**. [13, 15, 26].



**Obr. 14:** Navýšení objemu vzorku vlivem teploty [15]

Během simulace svařování je teplotní cyklus v materiálu velmi důležitým faktorem. Kromě rychlosti ohřevu, jeho výdrže na určité teplotě, je výsledná struktura materiálu ovlivňována také rychlosti ochlazování. Křivka ochlazování závisí na mnoha parametrech, kterými jsou např.: materiál čelistí, délka vzorku, průměr vzorku, teplota okolní atmosféry apod. V zásadě lze říct, že rychlejší průběh ochlazování způsobuje větší podíl křehkých fází, které mohou mít v konečném důsledku vliv na mechanické vlastnosti svarového spoje. Na druhou stranu příliš pomalý průběh ochlazování může v materiálu způsobovat hrubnutí zrna v oblastech HAZ s vyššími teplotami, a proto se na základě rozpadových diagramů volí vhodné ochlazovací režimy za pomoci pulzních přihřevů fáze ochlazování, kdy se křivka roztáhne k delším časům. [13, 15, 26].

Na **obr. 15** je znázorněn graf, demonstrující závislost teploty na laserové dilatometrii pro různé rychlosti ochlazování u nízkouhlíkové oceli [20]. V případě ochlazování rychlostí  $100\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  vznikají v oceli odlišné fáze než u rychlosti  $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , což má za následek smrštění při nižších teplotách [20].



**Obr. 15:** Dilatometrické křivky ovlivněné rychlosti ochlazování (nizkougliíková ocel) [20]

Simulace svařování představuje metodu, jak na základě vhodného teplotního cyklu studovat projevy v mikrostruktuře teplem ovlivněného materiálu. V případě stykového svařování s odtavením jsou do procesu implikovány další veličiny, zejména tlak působící vlivem pohybu čelistí proti sobě určitou silou. Tento pohyb zajistí vytlačení taveniny vně požadovaný průřez svarového spoje, která je vystavena okolnímu prostředí. S tímto prostředím, resp. s prvky v atmosféře tavenina reaguje za vytvoření opalu, jenž by měl ve finálním svarovém spoji nepříznivý vliv na výsledné vlastnosti [13]. Často bývá simulace svařování s vytvořenou HAZ doplněna o pohyb čelistí za účelem přiblížit se reálným podmínkám svařování co nejvěrněji. V tomto případě se tedy jedná o simulaci vývoje HAZ pomocí SICO testu tvařitelnosti, jehož parametry jsou upraveny se snahou přiblížit se reálnému vzniku v podmínkách provozního svařování.



## 5. CHARAKTERISTIKA PROFILU KOLEJNICE 136 RE

Kolejnice profilu 136 RE, jakosti IH je spjatá s materiálem použitým u simulace tepelně ovlivněné oblasti, a proto ji bude věnována tato kapitola teoretické části. Od charakteristiky oceli této kolejnice je dále popsána její technologie výroby v Třineckých železárnách, to vše zakončeno zmínkou o jejich rozměrech.

### 5.1. Charakteristika oceli IH

#### 5.1.1. Chemické složení

Složení oceli IH znázorňuje **tab. 1**. Procento uhlíku v kolejnicové oceli by neměl přesahovat množství do 0,82 % a obsah manganu by se měl pohybovat v hodnotách max 1,7 %. Specifikum značky IH je také zvýšený obsah chromu. Tyto tři prvky výrazně ovlivňují mechanické vlastnosti oceli, zejména pak pevnost v tahu a tvrdost. Vhodnou úpravou těchto prvků lze pak docílit požadovaného zvýšení vlastností se snahou k zachování hospodárnosti legování. Chemické složení je upravováno v procesu sekundární metalurgie, kde prvotním krokem této oblasti je zkujňování surového železa v kyslíkovém konvertoru, což způsobí výrazné snížení obsahu uhlíku v původní kovové lázni. Následuje příhřev na stanici vakuování a dolegování v pánvové peci, která je velkým přínosem v přesnosti obsahů prvků a výslednou kvalitu oceli, směřující dále na zařízení plynulého odlévání [27, 28].

**Tab. 1:** Chemické složení oceli IH dle normy CN [27]

C	Mn	Si	P max	S max	Cu max	Cr max	Ni max	Mo max	V max	Ti max
[hm %]	[hm %]	[hm %]	[hm %]	[hm %]	[hm %]	[hm %]	[hm %]	[hm %]	[hm %]	[hm %]
0,70-0,82	0,70-1,10	0,40-1,00	0,03	0,02	0,3	0,40-0,70	0,15	0,05	0,01	0,005

#### Vliv chemického složení na svařitelnost

Na zlepšení kolejnicového svaru mají zásadní vliv prvky Si, Cr a Mn. Tyto legury s vysokou afinitou zabraňují poklesu tvrdosti na stykových plochách během svařování a jejich vhodným složením je dosaženo příznivých podmínek týkající se kvality ocelového svarového

spoje kolejnice. Jeli součet obsahů těchto tří prvků v intervalu 1,5 – 3,0 %, je dosaženo vysoce jakostního svaření a se zanedbatelným poklesem tvrdosti v okolí svaru [29].

Důležitým parametrem u svařování kolejnicových ocelí je tzv. uhlíkový ekvivalent, který je nutno znát při posuzování svařitelnosti. Platí obecné pravidlo, že se zvyšující se hodnotou uhlíkového ekvivalentu je snižována svařitelnost oceli. Prvky, jenž se podílejí na ovlivňování tohoto ekvivalentu, jsou uhlík, mangan, měď, chrom, nikl, molybden a vanad. Vysoké hodnoty uhlíkového ekvivalentu způsobují nežádoucí zvýšení citlivosti oceli k tvorbě trhlin [28].

Existuje mnoho výrazů pro určení hodnoty uhlíkového ekvivalentu. Nejčastěji se používá tento vzorec (5) s označením  $C_{ekv}$  [27].

$$C_{ekv} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5} + \frac{(Ni+Cu)}{15} \quad (5)$$

Z tohoto vzorce lze říct, že svařitelnost je nejvíce ovlivňována obsahem uhlíku, nejméně pak prvky niklu a mědi [5, 9].

### 5.1.2. Mikrostruktura oceli

Kolejnicová ocel IH se vyznačuje převažující perlitickou strukturou. Pod mikroskopem lze na metalografických výbrusech pozorovat perlitická zrna s výraznými lamelami. Tvrdost a pevnost v tahu je u této oceli dána vlastností perlitu, jehož mezilamelární vzdálenost je nepřímo úměrná pevnosti v tahu, tvrdosti a odolnosti proti opotřebení [27, 30].

Struktura kolejnicové oceli je tedy tvořena perlitem, jenž je složen z lamel karbidu železa a feritu. Jejich velikost lze ovlivňovat vhodnými podmínkami fázové transformace austenitu v perlit, tedy úpravou chemického složení, technologií tváření a ochlazování vývalku [27].

### 5.1.3. Mechanické vlastnosti

Mezi klíčové mechanické vlastnosti kolejnicové oceli obecně patří pevnost v tahu, tvrdost, odolnost proti opotřebení a tvařitelnost. Hodnoty pevnosti v tahu se u této oceli pohybují většinou okolo 1210 až 1250 MPa s deklarovanou minimální tažností 10 %. Výrazný

zpevňující účinek během válcování kolejnic způsobuje zpevnění perlitické matrice substitučními prvky (Mn, Si) nebo prvky precipitačními (Cr, V, Mo, Nb). Tvrdost oceli je měřena podle Brinella (zkratka HB – Hardness Brinell). Řadí se mezi statické zkoušky materiálu a spočívá ve vnikání zkušebního tělesa (indentoru) kulovitého tvaru do testovaného materiálu. Tvrdost je tím větší, čím je menší průměr vtlačeného indentoru. Hodnoty tvrdosti se dle normy AREMA pohybují obvykle v intervalu 310–370 HB a takovéto kolejnice jsou určeny k použití ve středně náročných podmínkách [28, 29].

Další požadovanou vlastností kolejnice je její otěruvzdornost, která se volí, aby odpovídala době celkové životnosti výrobku, neboť dosahování vyšších kvalit znamená zvyšování obsahu legujících prvků během výroby, což se v konečném důsledku projevuje zvýšenou cenou. Vyšší obsah uhlíku kromě navýšení tvrdosti způsobuje i lepší odolnost proti opotřebení. Ta může být zvýšena také řízeným ochlazováním hlavy vývalku. Důležité je však zvážit vysoké hodnoty tvrdostí, které mohou způsobovat vznik trhlin na jezdové ploše hlavy kolejnice. Pro zvýšení odolnosti lze místo režimu ochlazování zvolit legování chromem do obsahu 1 % [27, 30].

## **5.2. Technologie výroby profilu 136 RE**

V této podkapitole bude popsán celý výrobní tok kolejnice profilu 136 RE v TŽ, a to od samotné výroby oceli, neboť každá jakost je pro výrobní tok specifická a technologicky se shodují jen v případě výroby do okamžiku odpichu surového železa a jeho odsíření [31].

Pro výrobu kolejnice se používá kovonosná vsázka s vysokým podílem surového železa a nízkou úrovní výskytu nežádoucích doprovodných prvků. Zkujňování probíhá ve dvou kyslíkových konvertorech o obsahu 180 tun s kombinovaným dmýcháním kyslíku tryskou shora a dusíku nebo argonu dnem konvertoru. Výpočet a navažování přísad je prováděno pomocí automatického systému řízení, odebrání vzorků a snímání teploty ocelové lázně v konvertoru pomocí sondy substance. Kolejnicová ocel je vyráběna technologií bez hliníku a bezstruskovým odpichem tavby. Tavenina je pro vakuovací stanici přehřívána na stanici pánvové Ladle Furnace pece a poté putuje na homogenizační stanici, kde je vyrovnáno rozložení teploty i chemického složení pomocí inertních plynů. Následovné odstraňování nežádoucích prvků ( $O_2$ ,  $H_2$ ) je prováděno na vakuovací stanici s oběžným systémem RH [31].

Zrafinovaná tekutá ocel putuje na pětiproudé zařízení pro plynulé odlévání, na kterém jsou pro výrobu kolejnic k dispozici zakřivené krystalizátory o rozměrech 300 x 350 mm.

Zařízení je vybaveno automatickým řízením hladiny oceli v místě krystalizátoru, ochranou proti reoxidaci a kontrolovaným ochlazováním kontislitků. Následuje dělení na požadované délky pomocí pálicího posuvného zařízení. Značení je zajištěno ražením na konci odlévací tratě a odlitky jsou odsunuty na chladicí lože ke kontrolnímu měření jakosti [31].

Před válcováním kontislitků k dosažení protvářené struktury následuje ohřev v krokové peci, který je automaticky řízen dynamickým modelem, zabezpečující ideální průběh křivky ohřevu tak, aby byla dosažena rovnoměrně prohřátá struktura v celém průřezu k dosažení maximální teploty za nejkratší čas, nejmenšího množství opalu a oduhličení [31].

Předvalek je pro vratnou trať automaticky válcován na předválecím duu (**obr. 16**), u kterého je instalováno zařízení pro ostřík okují. Po pátém průchodu se rozměry předvalku pohybují cca 200 x 200 mm a putují na vratnou trať, kterou tvoří 4 duo stolice uspořádané v otevřeném pořadí [31].



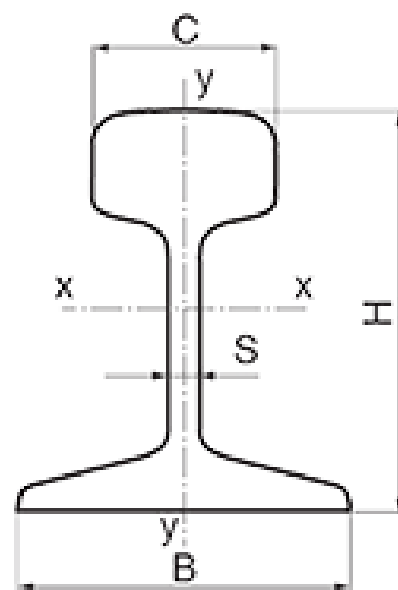
**Obr. 16:** Válcování předvalku na blokové stolici [31]

K válcování kolejnice slouží druhá až čtvrtá stolice, které odválcují předvalek celkem devíti průchody. Osmý kalibr je nastaven, aby provalek z něho vystupující, směřoval mírně do strany k devátému úběru. Po přesunutí několik desítek dlouhé kolejnice k poslednímu devátému průchodu je tedy kolejnice kolmo, čímž je zaručen přesný náběh do finálního kalibru, který je navíc opatřen vysokotlakým ostříkem okují k zajištění povrchové kvality. Kolejnice mají po válcování až minimální desetinasobný stupeň protváření a putují na laserové zařízení za tepla

pro měření rozměrů průřezů. Dále jsou dopraveny na začátek chladicího lože k razičkám a následně k pilám, které kolejnicím provedou odřezání nežádoucích konců. Ražené kolejnice jsou odsunuty na chladicí lože, kde je podle požadované tvrdosti provedeno vzduchové chlazení hlavy pomocí difuzorů. Ochlazené kolejnice putují na rovnací zařízení vertikálního i horizontálního směru. Výrobní proces je opatřen pilovrtacími stroji, zabezpečující dělení kolejnic na přesné délky s broušením koncových čel výrobku [31].

Kolejnice jsou vystaveny v průběhu použití extrémně vysokému zatížení a musí tudíž splňovat nejnáročnější požadavky na kvalitu. Rozhodující kritéria kvality jsou zajišťována v celém procesu výroby se zaměřením jak na vnitřní, tak i na vnější parametry výrobku. Důsledná kontrola kvality probíhá v celém toku výroby, začínající už od procesu sekundární metalurgie. Kontrola vnitřní homogenity kolejnic je prováděna na zařízení Sonotron, disponující 23 sondami. Přímost a rozměry jsou měřeny na laserovém zařízení TBK, povrchové vady jsou poté kontrolovány linkou Eddytron se statickými a dynamickými hlavicemi, pracující na principu vířivých proudů. Po těchto kontrolách jsou kolejnice dále podrobeny zkouškám v mechanické zkušebně, jejichž výsledky jsou atestovány [31].

Finální tvar kolejnice je díky neustále promazávaným a kontrolovaným kalibrům vyválcován s přesností  $\pm 0,5$  mm, která je podmíněna hraničními rozměry, nastavenými na laserových zařízeních TBK za tepla i za studena. Ty v případě překročení povolené hodnoty zamezují kolejnicím průchod do následující operace ve výrobním toku a automaticky podávají zpětnou vazbu řídicímu systému o vzniklé neshodě. Na **obr. 17** je znázorněn obecný okótovaný průřez širokopatní kolejnice, do které spadá profil 136 RE. **Tab. 2** podává informace o přesných rozměrech průřezu kolejnice ve vychlazeném stavu [31].



**Obr. 17:** obecný náčrsek kolejnice

**Tab. 2:** rozměry kolejnice profilu 136RE v mm [31].

H – výška kolejnice	B – šířka paty	C – šířka hlavy	S – tloušťka stojiny	G – hmotnost	A – průřez. plocha	Moment setrvačnosti	Modul průřezu
185,73	152,4	74,61	17,46	67,41	85,86	3914	387,6

## 6. EXPERIMENTÁLNÍ PRÁCE

Předmětem experimentální práce bude nasimulovat tepelně ovlivněnou oblast spolu s modifikovaným SICO testem svařitelnosti. Předpokládanými výsledky experimentů bude zjištění, zda plastometr Gleeble je schopen nasimulovat provozní podmínky při svařování. Bude se jednat o simulaci stykového svařování s odtavením, která se zrealizuje právě kombinací vytvoření tepelně ovlivněné oblasti se SICO testem, jehož hodnoty deformačního účinku budou spolu s teplotním režimem na základě skutečných parametrů ze svařovny modifikovány. Skutečné parametry svařování budou zjištěny z provedených zkušebních svarů provozní svařovny.

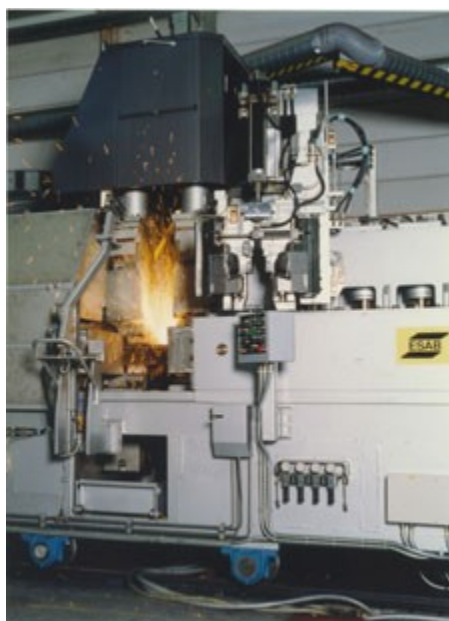
Na základě metalografické analýzy zkoušených vzorků pak bude hledán možný vliv parametrů simulace, který spolu s ojedinělými segregacemi ve válcovaných kolejnicích vede ke zvýšené pravděpodobnosti výskytu zkřehávajících fázových složek v tepelně ovlivněné oblasti.

V kapitole bude také zmíněna běžná technologie svařování v DT Prostějov, předcházející experimentálnímu měření, jehož výsledky budou zpracovány do podoby vstupních dat pro následující detailně popsanou simulaci.

### 6.1. Provozní měření ve svařovně

#### 6.1.1. Technologie svařování v DT Prostějov

Ve společnosti DT – Vyhýbkárna a strojírna, a.s. je jednou z více technologií svařování právě stykové s odtavením. V principu se spojování čel kolejnic provádí na stacionárních svařovacích strojích. U nás i ve světě jsou běžně používány také mobilní svařovací stroje. Technologie stykového svařování se jeví jako efektivní, prováděná na zařízeních stacionárních, které jsou schopny dosahovat kapacity až 20 svarů za hodinu (s absolutní dobou svařování méně než 100 s pro typ kolejnice 60 UIC. Příklad stacionárního svařovacího zařízení je uvedeno na **obr. 18**. Proces v DT zahrnuje posloupnost až pěti rozdílných operací: předehřev svaru, vlastní svařování odtavením, pýchování, ochlazování a úprava zahlázení povrchu [32].

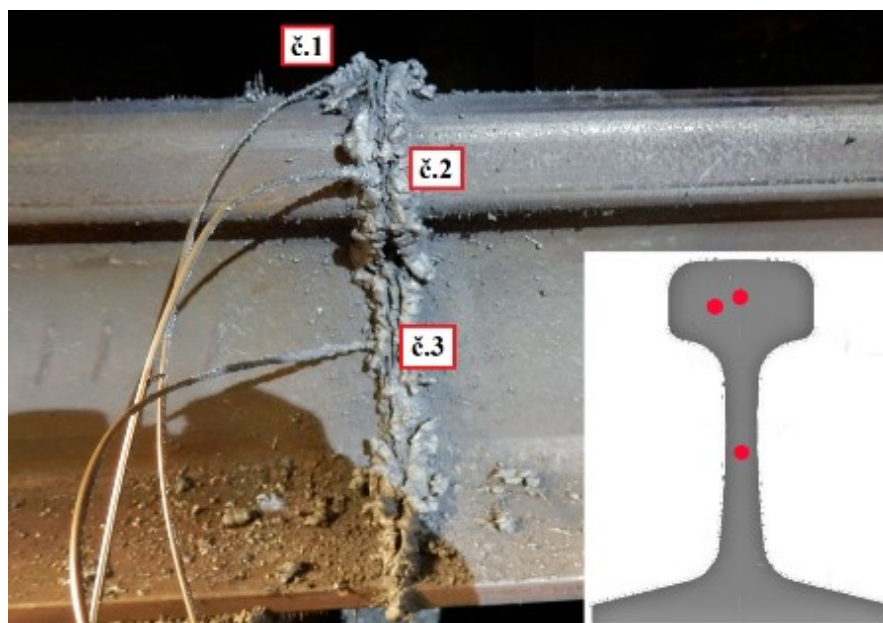


**Obr. 18:** Stacionární svařovací zařízení ZFR11GC4T pro oporové svařování na tupo s odtavením pro svařování kolejnic dodávané firmou ESAB [32]

U této technologie není nezbytně nutná příprava svařovacího povrchu, jak je tomu v případě ostatních svařovacích metod. Při aplikaci přehřevu a odtavení vzniká hladký povrch svaru s vyloučením kontaminace použitím ochranné atmosféry. Následuje konečné přechování, které eliminuje lící strukturu svaru. Proces může být vysoce automatizován s úzkou variabilitou procesu, než jak tomu může být v případě ručně prováděných operací s velkým vlivem lidského faktoru. Metoda oproti ostatním technologiím vykazuje vysokou produktivitu při relativně nízkých nákladech a nižší míru výskytu defektů svarů ve srovnání s jinými svařovacími procesy. [32]

### 6.1.2. Popis experimentu

V prostějovské svařovně dne 20. 9. 2018 probíhaly experimentální zkoušky svařování za účelem zaznamenat hodnoty teploty, síly, proudu a dráhy proti sobě jdoucích čelistí. Před zahájením operace svařování byly na čela kolejnic umístěny termočlánky, zaznamenávající hodnoty teplot během celého procesu. Umístění termočlánku znázorňuje **obr. 19**. První termočlánek byl umístěn v poloze vertikálně v ose kolejnice do hloubky 25 mm od středu pojezdové plochy hlavy. Poloha druhého termočlánku byla umístěna ve středu výšky hlavy bočně do hloubky 25 mm. Poslední, třetí termočlánek zasahoval do „ideálního“ středu výšky stojiny, bočně do hloubky 15 mm.



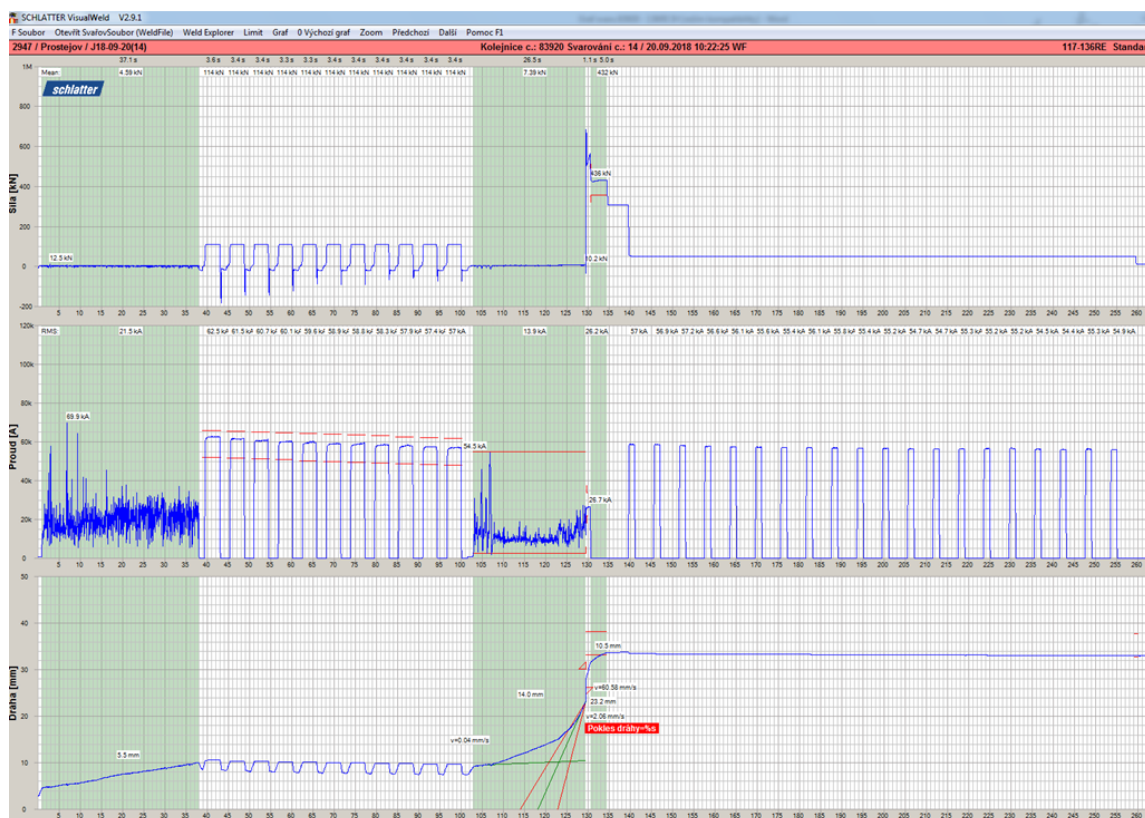
**Obr. 19:** Umístění termočlánků ve svařované kolejnici 136 RE

Celkově byly realizovány tři svařovací procesy, které se od sebe lišily teplotním cyklem, resp. odlišným průběhem během ochlazování. První svar (č. 83919) na kolejnici tavby T16723 byl proveden bez dohřevu, ochlazovací křivka tedy vykazovala strmější spád a svarový spoj byl ochlazen za nejkratší možnou dobu. Druhý svar (č. 83920) s tavbou T16733 byl doplněn o dodatečný dohřev (20 proudových reverzů). Ten způsobil pomalejší ochlazování v zájmu dosažení kvalitnější mikrostruktury. Poslední svar (č. 83921) – T16765 byl proveden s výraznějším dohřevem (30 proudových reverzů). Během těchto svařovacích cyklů byly zaznamenávány veškeré výše zmíněné veličiny, které budou následně analyzovány.

## **6.2. Analýza dat z provozního měření ve svařovně a návrh parametrů SICO testů**

Po uskutečněním provozním měření ve svařovně DT bylo výstupem provedených tří svarů obdržení zaznamenávaných, požadovaných dat. Hodnoty teplot z jednotlivých termočlánků po dobu svařování byly předány v tabulkovém formátu v závislosti na čase. Teploty byly vyjádřené v jednotkách  $^{\circ}\text{C}$  s přesností desetiny stupně a frekvencí 10 Hz. Veličiny jako síla [kN], proud [A] a dráha [mm] nebylo možné ze svařovacího zařízení vyextrahovat do podoby tabulkových dat, byly tedy vygenerovány do grafů každé veličiny v závislosti na čase, a to ve formátu JPEG, viz **obr. 20**.





**Obr. 20:** Grafy síly, proudu a dráhy v závislosti na čase

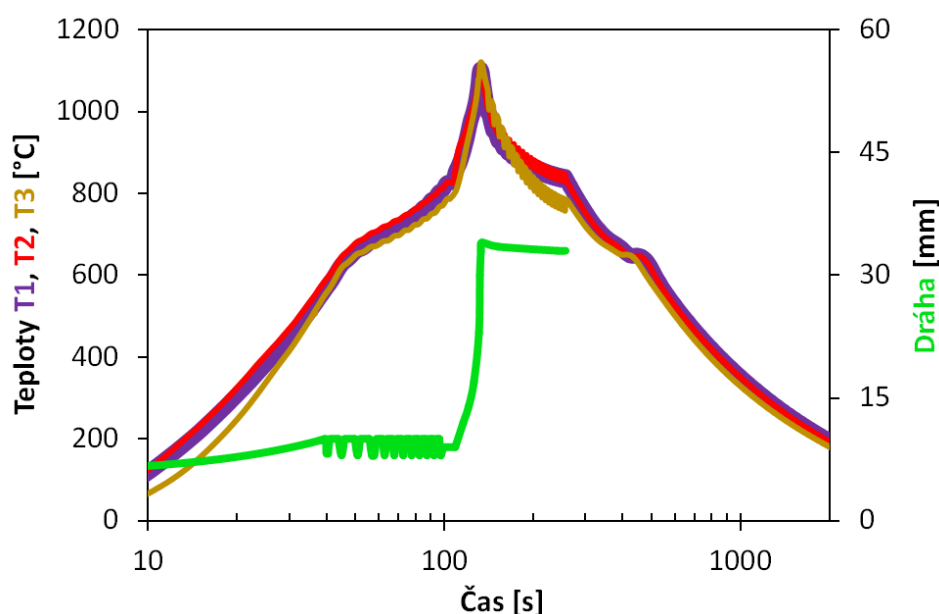
Pro zhodnocení veškerých veličin a posouzení varianty teplotního cyklu bylo nutné vytvořit závislost na čase do jednotného grafu. To se neobešlo bez potřebné digitalizace. Data parametrů z JPEG formátu byla proto odečtena z průběhů křivek a vkládána do tabulkového editoru. U odečítání je potřeba zmínit, že v případě všech veličin byly hodnoty v oblastech, jevící se lineárním průběhem, nahrazovány regresí, která zohlednila především jen body měnící průběh přímky. Hodnoty proudu v místě výrazného šumu byly nahrazeny jejich ořezaným průměrem a proloženy přímkou navazující na průběh teplotních reverzů.

V programu Excel byla zpracována tabulka všech zaznamenaných veličin, jejichž hodnoty byly slazeny s časovým průběhem měření. Hlavička tabulky s řádky 2. svaru je uvedena na **obr. 21**.

čas [s]	teploty [°C]			dráha [mm]	síla [kN]	proud [A]
	t1	t2	t3			
65,2	704,7	723,2	686,4	10	114	0
65,3	705,1	723,5	686,7	10	114	59,6
65,4	705,5	723,8	687,1	10	114	59,6
65,5	705,8	724,1	687,4	10	114	59,6

**Obr. 21:** Úsek tabulky digitalizovaných parametrů 2. svaru

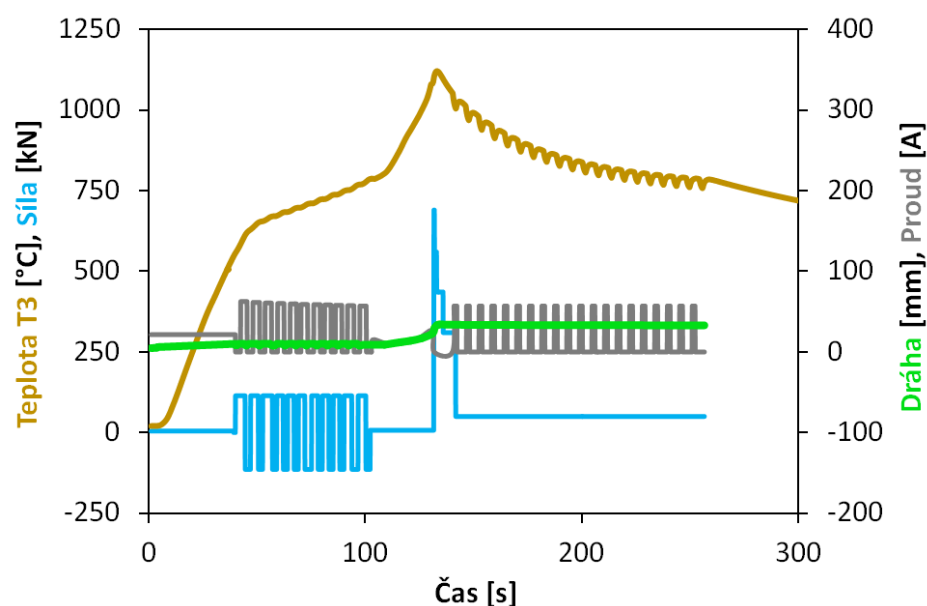
Na základě cca 26 000 hodnot pro každý svar byly zkonstruovány grafy zaznamenaných veličin v závislosti na čase. Z důvodu velké rozdílnosti velikostí jednotek byla data přerozdělena do dvou os pro větší zřetelnost. Na **obr. 22** je znázorněna dráha pohybu čelistí spolu s teplotami všech termočlánků svaru č. 2. Ty v oblasti za píkem maximální teploty vykazovaly očekávaný zubatý průběh, který zajišťoval onen zmiňovaný dohřev. Ochlazovací účinek je během operace bez příhřevů až 250 °C / min. Za jeho použití u svaru č. 2 byl účinek snížen téměř o polovinu, přesněji 130 °C / min. Hodnoty teplot u třetího termočlánku vykazovaly nejnižší teploty, což bylo způsobeno intenzivnějším ochlazováním v místě stojiny kolejnice.



**Obr. 22:** Teplota ze tří termočlánků a dráha

Lze si také všimnout patrné změny teploty v čase 130 sekund. Ve stejném okamžiku je provedeno intenzivní stlačení čelistí s dráhou cca 25 mm. Na počátku ohřevu lze také pozorovat charakterizující změny délky vlivem vzrůstající teploty.

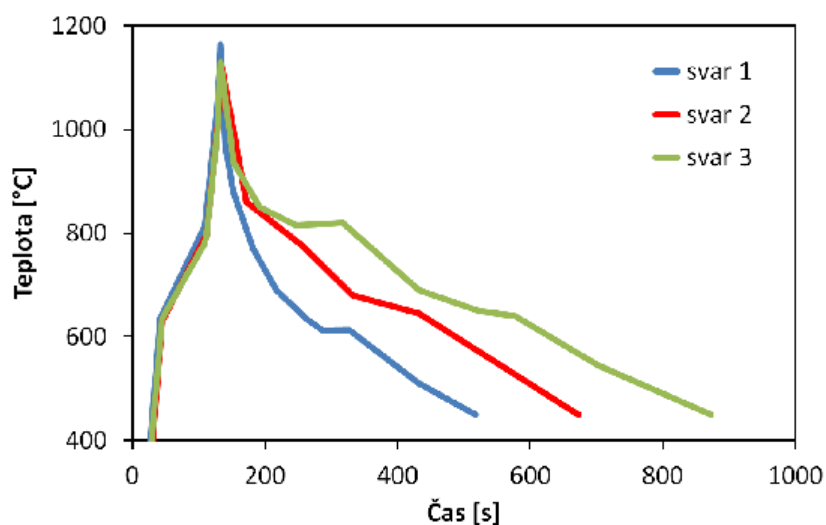
**Obr. 23** pak znázorňuje závislost teploty 3. termočlánku na čase, doplněnou o veličiny dráhy, proudového zatížení ve fázi ohřevu a postupných příhřevů. V grafu nechybí parametr síly, jež byla vyvozena stlačováním. V tomto místě dosáhla hodnoty pohybující se kolem 700 kN. I přes nízký deformační odpor kolem teplot 1100 °C je tato síla důkazem potřeby výkonného zařízení pro tuto technologii, má-li být dosaženo efektního vytlačení taveniny vně svarový spoj.



**Obr. 23:** Teplota termočlánku č. 3, dráha, proudové zatížení a vyvozená síla

### 6.3. Plastometrická simulace tepelně ovlivněné oblasti při svařování kolejnic

Digitalizovaná data mohla být dále použita pro naprogramování průběhu parametrů u fyzikální simulace jednotlivých svarů. Klíčovou roli hrála teplota v průběhu ochlazování. Z tisíců hodnot teploty byly původní křivky nahrazeny úsečkovými segmenty, podle kterých se simulátor během operace řídil. Pro jednotlivé teplotní režimy byly použity teploty z termočlánku č. 3, jehož ochlazovací účinek se nejvíce blížil z pohledu rozměrových charakteristik právě simulovanému vzorku. **Obr. 24** znázorňuje srovnání tří teplotních cyklů.



**Obr. 24:** Srovnání teplotních cyklů tří svarů

### 6.3.1. Chemické složení zkoumaných taveb

K simulacím tepelně ovlivněné oblasti byly doloženy kolejnice, u nichž byly nalezeny výrazné segregace v oblasti stojiny. Chemické složení bylo velmi podobné se složením svařovaných kolejnic, což může potvrdit téměř identická hodnota uhlíkového ekvivalentu, jež byla vypočtena dle vzorce navrženého Mezinárodním svářečským institutem IIW / IIS.

Údaje chemického složení použitých taveb oceli IH pro následující simulace HAZ jsou uvedeny v hmotnostním procentu v **tab. 3**.

**Tab. 3:** Chemické složení použitých taveb oceli IH v hm. %

Tavba	C <sub>ekv</sub>	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Al	N	Mo	V	Ti
<b>T16707</b>	1.118	0.806	1.02	0.552	0.017	0.005	0.05	0.67	0.03	0.005	0.0029	0.010	0.005	0.0022
<b>T16728</b>	1.124	0.814	1.00	0.577	0.017	0.007	0.06	0.66	0.06	0.004	0.0038	0.012	0.005	0.0021
<b>T16718</b>	1.121	0.807	1.03	0.546	0.015	0.010	0.04	0.67	0.04	0.004	0.0040	0.013	0.004	0.0019
<b>T16751</b>	1.126	0.807	1.05	0.579	0.019	0.009	0.07	0.67	0.04	0.004	0.0048	0.010	0.004	0.0019
<b>T16737</b>	1.111	0.797	1.03	0.558	0.014	0.005	0.04	0.67	0.04	0.004	0.0040	0.012	0.004	0.0022
<b>T16701</b>	1.107	0.805	1.00	0.531	0.020	0.010	0.03	0.64	0.04	0.004	0.0035	0.008	0.004	0.0019

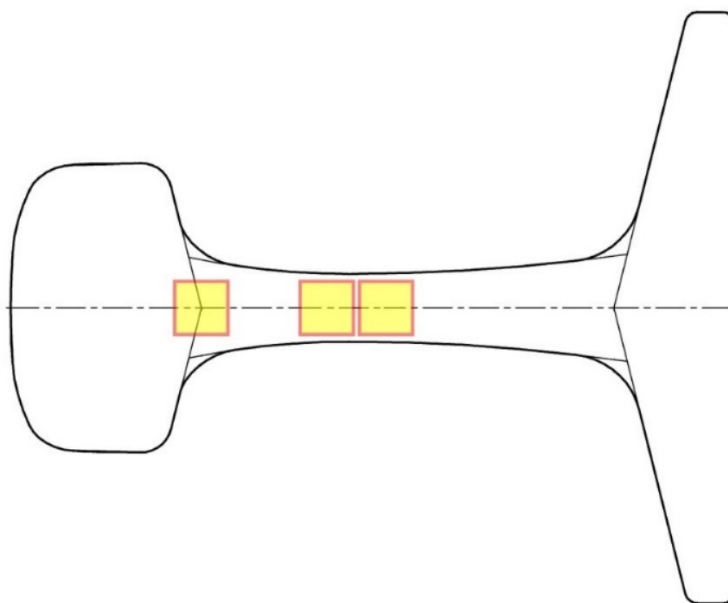
### 6.3.2. Specifikace místa odběru vzorků z kolejnic

Pro zajištění víceúčelného výsledku práce bude pro simulaci použito vzorků právě z oblastí výskytu segregací z výběru nepříznivých kusů kolejnic, na jejichž makroleptu se tyto vnitřní vady objevily. Pro příklad je zde uvedena fotografie příčného průřezu po makroskopickém naleptání s evidentní segregací ve stojině kolejnice – viz **obr. 25**.



**Obr. 25:** Viditelná segregace ve stojině kolejnice zjištěna makroleptem příčného průřezu

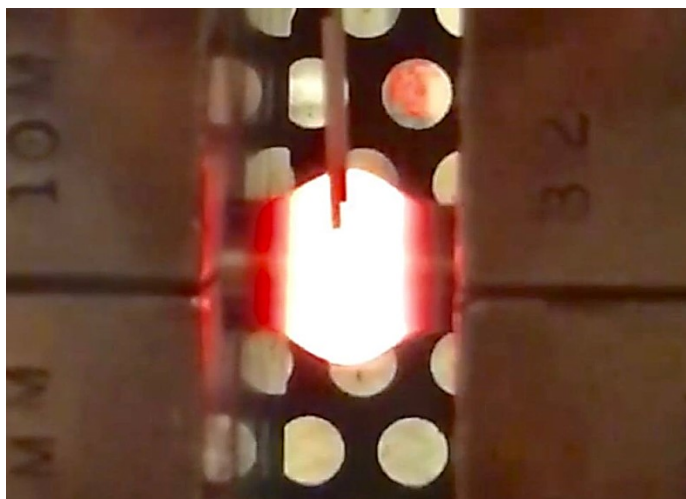
Z takovýchto kusů kolejnic byly odebrány vzorky korespondující s rozměry pro testy SICO. Odebrány byly v přesně definované lokalitě, jak znázorňuje schéma na **obr. 26**. Jeden vzorek byl odebrán z oblasti mezi hlavou a stojinou, tedy bez segregace. Zbývající dva v konkrétním místě segregace. SICO vzorky byly vyhotoveny soustružením hranolovitých polotovarů o příčném průměru 14 x 14 mm na výsledný válcovitě těleso o délce 86 mm a průměru 10 mm.



**Obr. 26:** Schéma odběru vzorků z kolejnic

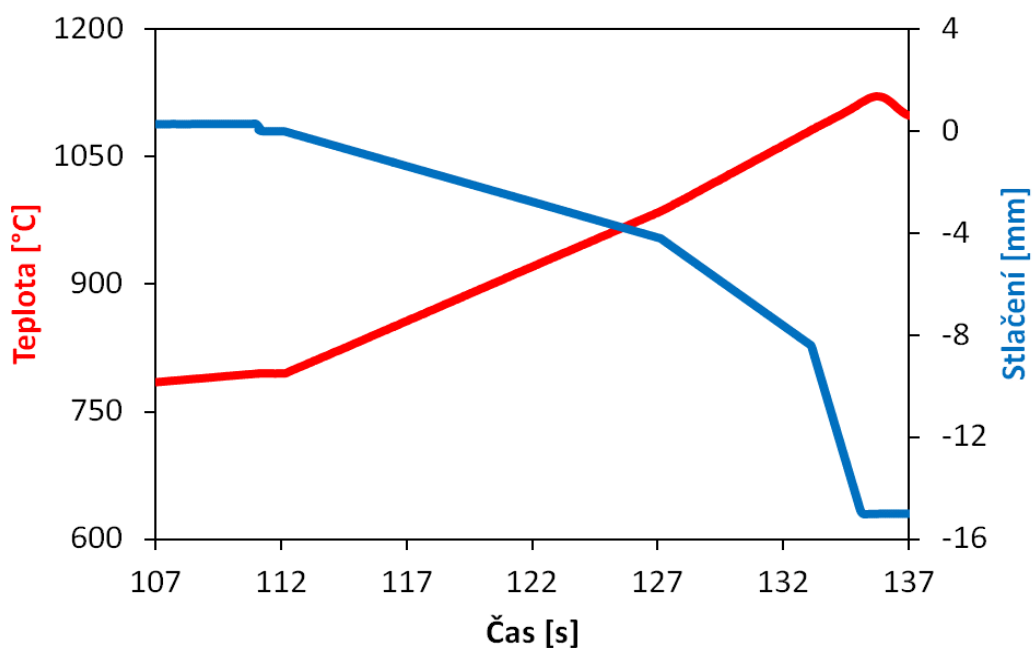
### 6.3.3. Popis experimentu

Fyzikální simulace tepelně ovlivněné oblasti formou SICO testu probíhaly na zařízení Gleeble 3800 s předem naprogramovanými průběhy. Válcovitý vzorek o průměru 10 mm a délce 86 mm byl zafixován do měděných čelistí, které se vzorkem sdílely úplný kontakt pro zachování ideální vodivosti elektrického proudu. Ty byly umístěny do hlavních čelistí plastometru. Následovalo spojení konců termočlánků s konektory a při zaklopení těsnícího víka bylo zahájeno odsávání vzduchu, které zajišťovaly dvě rotační vakuové pumpy pro hrubé vakuum a poté difuzní pumpy blížící se limitních hodnot nulového tlaku. Vzorky byly poté odporově ohřívány na délce 9 mm. Nejvyšší teplota se pohybovala kolem 1100 °C, čímž nedocházelo k natavení středové oblasti, jako tomu bývá v případě svařování, kde se teploty pohybují podstatně výše. Docházelo ke stlačování ve směru podélné osy o 15 mm – viz **obr. 27**.



**Obr. 27:** Detail vzorku v okamžiku největšího stlačení a teploty

Tak tomu bylo v případě úplné deformace, která se podobala provozním podmínkám. Druhým režimem byla deformace poloviční, tedy jen o 7,5 mm, která byla zvolena pro odhalení případného vlivu velikosti dráhy (míry stlačení) na mikrostrukturu při svařování. Doby deformace byly naprogramované pro svar č. 1 na 24 s, pro svar č. 2 na 23 s a pro svar č. 3 26 s. Bylo zajištěno, aby časová závislost dráhy při svařování, a tedy i stlačení nebyla v průběhu simulace monotónní, ale vykazující nerovnoměrný průběh složený ze tří lineárních segmentů – viz **obr. 28**.

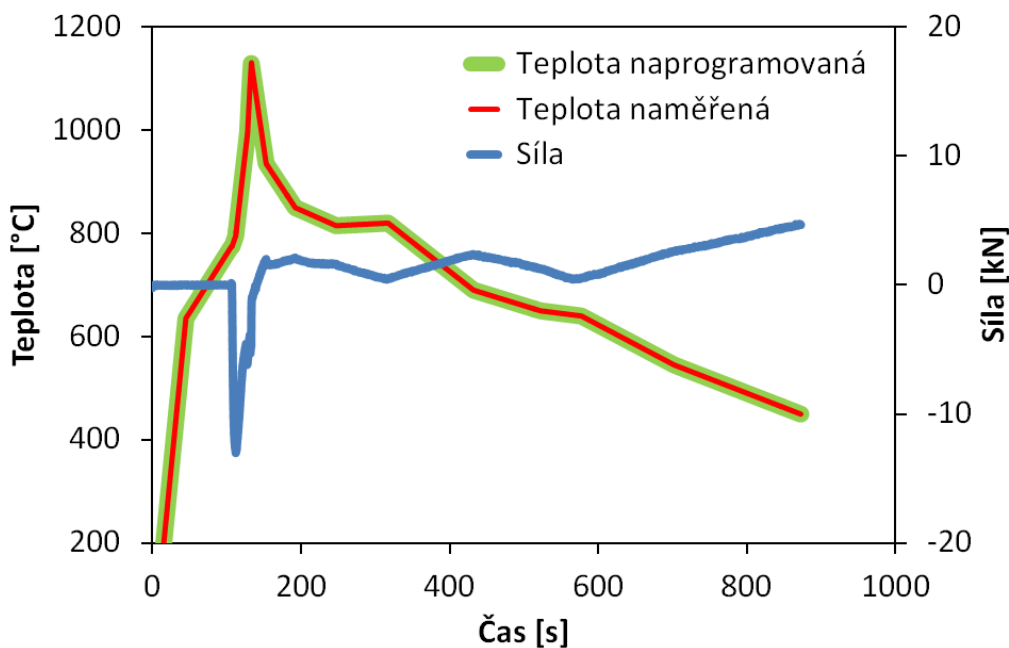


**Obr. 28:** Časová závislost teploty a stlačení ve fázi deformace SICO vzorku (simulace svaru č. 2 s úplnou deformací)

## 7. VYHODNOCENÍ A DISKUZE VÝSLEDKŮ

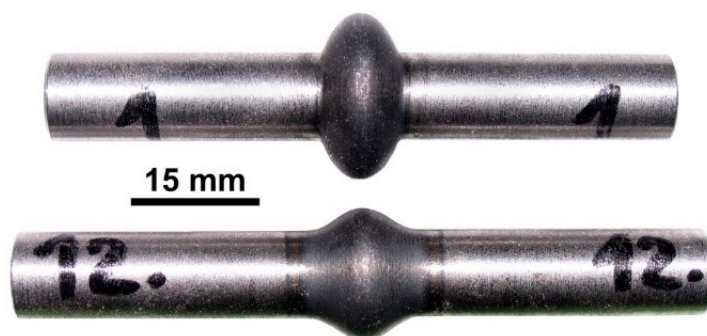
### 7.1. Výsledky simulace

Po provedené simulaci byly k posouzení schopnosti plastometru vyhodnoceny veličiny, které byly po dobu operace měřeny. Jednalo se o hodnoty teploty a síly. Na grafu (**obr. 29**) jsou znázorněny křivky v porovnání s měřenou teplotou. Ta s vysokou přesností kopíruje teplotu naprogramovanou i přes svůj složitě navolený průběh. Lze také vidět velmi citlivé reakce registrované síly na tyto změny, resp. na průběh fázových transformací během ochlazování v intervalu času 400 – 600 s. Lze konstatovat, že byla vyvinuta a zvládnuta nová metodika plastometrické simulace vývoje HAZ stykového svařování i přes složitou modifikaci SICO testu v časovém průběhu experimentu. Na **obr. 30** je zachycen tvar vzorků 1 a 12 po SICO simulacích.



**Obr. 29:** Srovnání naprogramované teploty s vybranými veličinami naměřenými v průběhu zkoušení vzorku 10 (simulace svaru č. 3 s poloviční deformací)

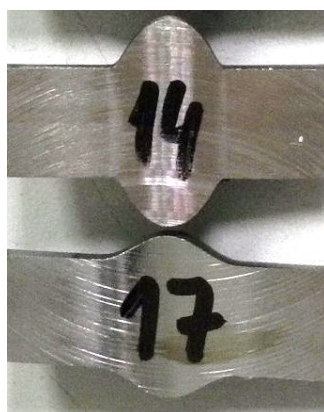




**Obr. 30:** Tvar vzorků 1 a 12 po simulacích

## 7.2. Metalografická analýza

Vzorky po provedených simulacích s celkovým počtem 31 (jednomu vzorku odpadl během ochlazování termočlánek a nebyl zaznamenán jeho teplotní průběh) byly podélně rozřezány, aby rovina řezu procházela středovou oblastí vzorku, tedy v místě největšího průřezu – viz **obr. 31**.



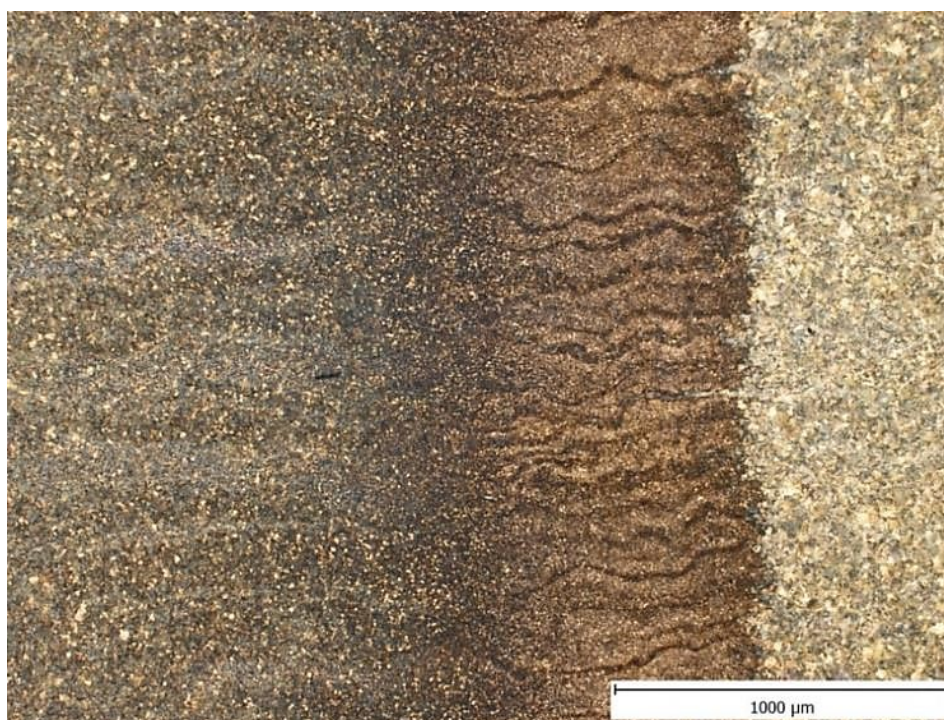
**Obr. 31:** Polotovary vzorků 14 a 17 před zhotovením metalografických výbrusů

Pro dosažení účelnějšího vyhodnocení byly vybrány pouze klíčové snímky, obsahující daná specifika a zbylý obsah metalografie byl pro kompletnost zařazen do příloh na konci práce.

V metalografických laboratořích Třineckých železáren byly pomocí světelné mikroskopie provedeny analýzy struktury ve středových oblastech celkově u 6 vzorků - viz **příloha 1, 2, 3, 4, 5, 6**. Mikrostruktura pro změnu v okrajových oblastech HAZ byla podrobena metalografickou analýzou také na VŠB-TUO, jejichž výsledky jsou dokumentovány snímky v **přílohách 7 - 31**.

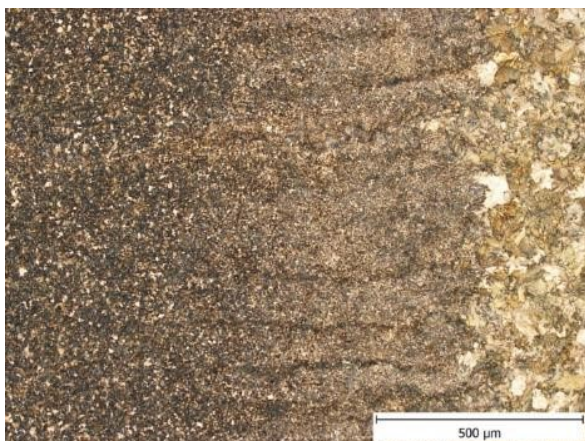


Dle odborníků byla hranice HAZ ostře ohraničena od základní, tepelně ani deformačně neovlivněné struktury vzorků, viz **Obr. 32**. Neovlivněný materiál, na obrázku se vyznačující světlejším odstínem na pravé straně, by byl v případě delšího působení tepla považován za oblast vyžíhanou a strukturní změny by tak způsobily plynulejší přechod mezi světlejší a tmavší částí, tedy oblastí interkritickou.

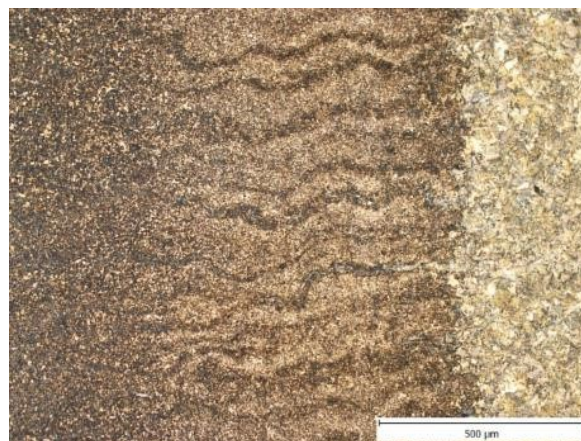


**Obr. 32:** HAZ ostře ohraničena tepelně neovlivněným materiálem (vzorek 27)

Struktura ve středech HAZ byla ve větších případech tvořená lamelárním perlitem. Na **obr. 33** a **34** je znázorněna struktura vzorků, odebraných ze stejné kolejnice, lišící se místem odběru. Nalevo je struktura z podhlavové části, která nevynikala existencí výrazných segregací jako u struktury vpravo, kde segregace v materiálu dominovaly. Kromě ostřejší hranice mezi interkritickou a neovlivněnou oblastí je rovněž možné spatřit výraznější segregací pruhy.

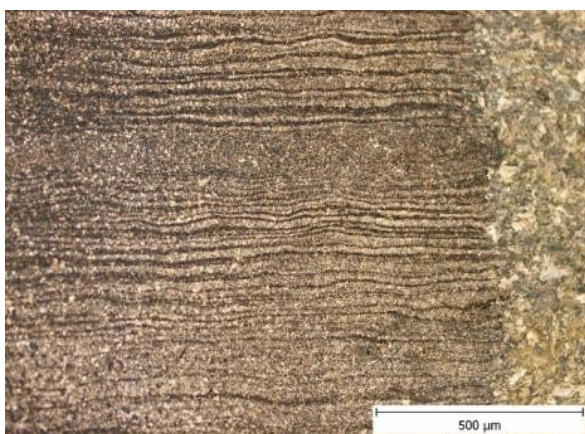


**Obr. 33:** Podhlavová část (vzorek 25)



**Obr. 34:** Stojina (vzorek 27)

U vzorků z oblasti stojiny, které byly podrobeny úplnému stlačení byly v perlitu pozorovány pravidelné schůdkovité segregační pruhy (**Obr. 35**), v jejichž oblastech se vyskytovaly vměstky, které byly dále podrobeny dalšímu zkoumání (**Obr. 36**).



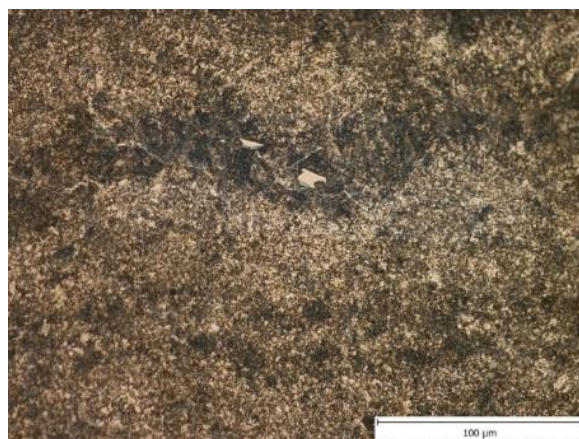
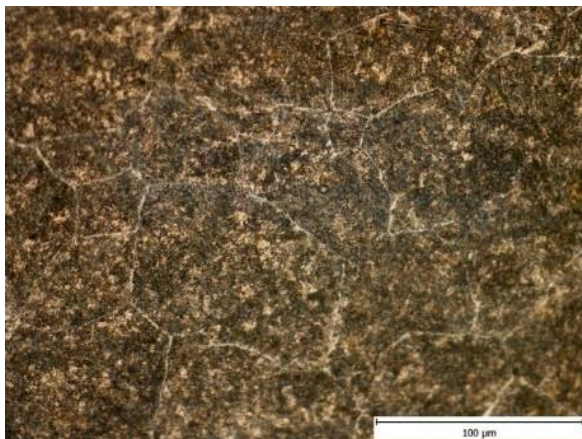
**Obr. 35:** výrazné segregační pruhy (27)



**Obr. 36:** vměstky v pruzích ve stojině (27)

Lokálním výskytem velmi tenkého síťoví tvořeného pravděpodobně cementitem demonstruje **obr. 37**, u kterého bylo síťoví vyloučeno po hranicích původních austenitických zrn. Struktura na okrajích HAZ vykazovala nejjemnější matici. Kromě perlitu se v těchto oblastech objevovaly také proužky, jejichž charakteristika připomínala oblasti obohacené jinými prvky, tedy možný výskyt segregací. V segregačních pruzích opět z oblasti stojiny byly také nalezeny karbidy (**obr. 38**), které mohly být považovány jako transformovaný ledeburit, tedy nepříznivou zkrhávající složku.

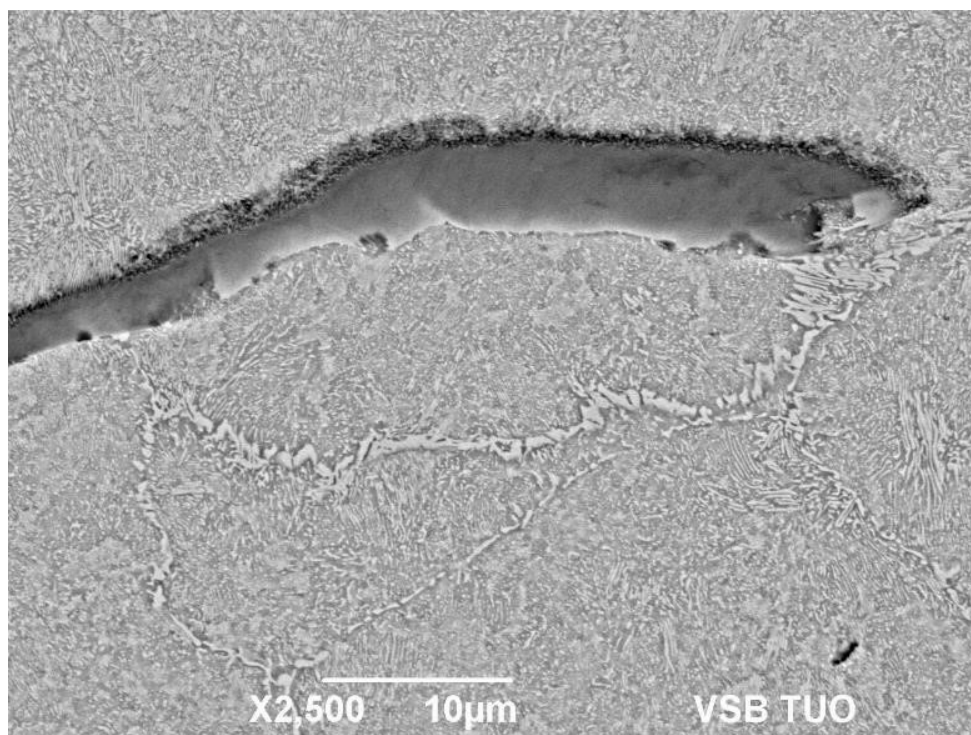




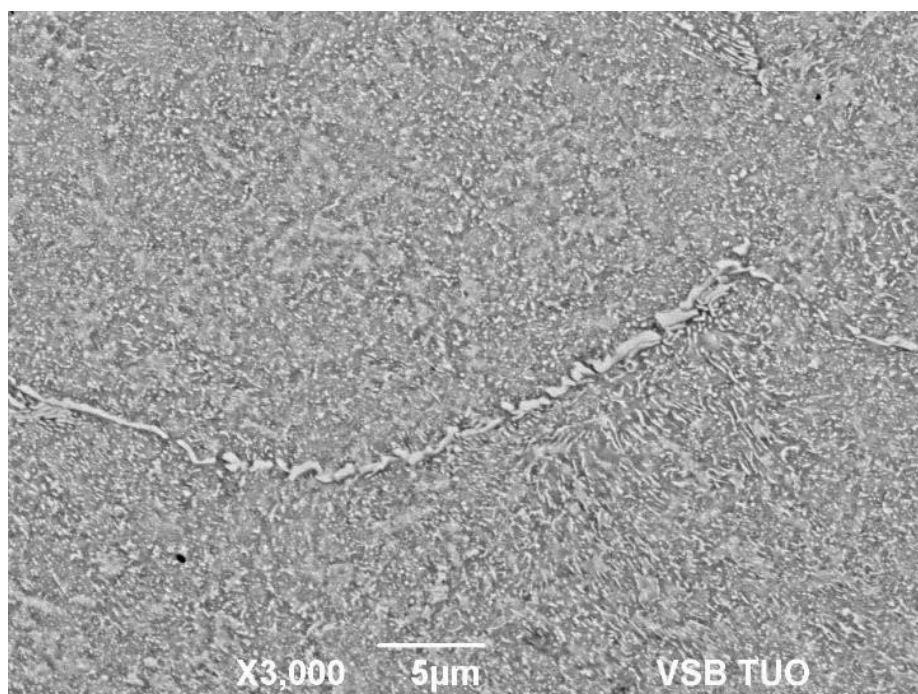
**Obr. 37:** cementitické síťoví (vzorek 27)    **Obr. 38:** karbidy – možný ledeburit (vzorek 27)

### Analýza SEM/EDS vzorku 15

Z důvodu existence výrazných tmavých proužků a zároveň velkých protažených šedých útvarů na vzorku 15 (viz **obr. 39 a 40**), byla provedena doplňková analýza za účelem zjištění jejich původu. Na základě skenovací elektronové mikroskopie (SEM) bylo potvrzeno, že zmíněný perlit je na okraji HAZ silně deformovaný, rozdrobený a s málo patrnými lamelami. V případě, že příslušná segregace byla silně obohacena uhlíkem, je zde pravděpodobnost existence transformovaného ledeburitu. Jedná se o eutektikum, které vzniká z taveniny při teplotě 1148 °C. Tvoří ho zrna austenitu o obsahu uhlíku cca 2,1 % a cementitu o obsahu 6,7 % uhlíku. Při ochlazení na teplotu 727 °C proběhne eutektoidní reakce a austenit se rozpadá na perlit a cementit. Jejich směs se označuje jako tzv. transformovaný (rozpadlý) ledeburit. Na hranicích původních austenitických zrn se objevují světlé řetízky, které jsou pravděpodobně tvořeny sekundárním cementitem (viz **obr. 40**).

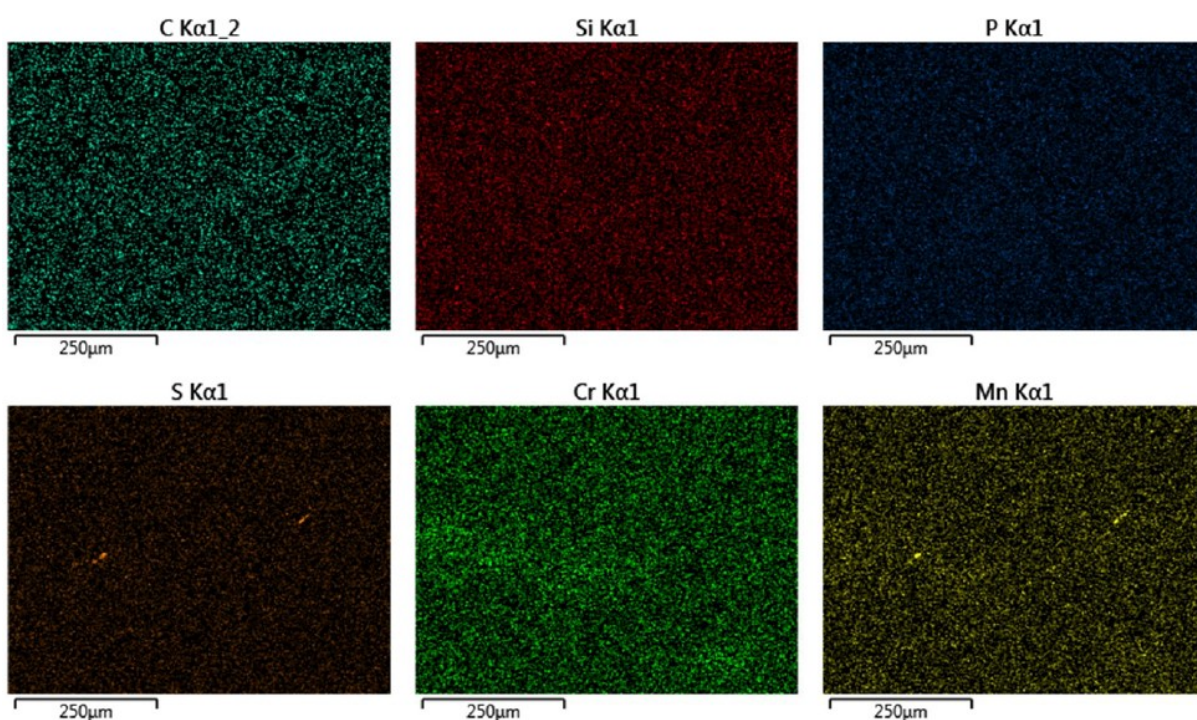


**Obr. 39:** Detail vměstku MnS a jeho okolí pomocí SEM (vzorek 15)



**Obr. 40:** Detail hranice původního austenitického zrna (SEM) se sekundárním cementitem (vzorek 15)

Bylo potvrzeno, že výsledky určování lokálních koncentrací uhlíku pomocí energiově disperzní spektroskopie (EDS) nejsou spolehlivé, a proto nebylo možné seriózně určit rozdíly v obsahu tohoto prvku v matici a obsahu ve tmavých proužcích. Pro zamezení zkreslených výsledků EDS analýzy byl vzorek naleptán jen zlehka a tmavé proužky poté nebyly zobrazeny dostatečně kontrastně. Ojediněle lze pak nalézt menší částice na bázi nitridů titanu se zvýšeným obsahem chromu. Pomocí SEM/SEI analýzy byly zjištěny koncentrační rozdíly jako výsledek mapování. Kovová matrice na **obr. 41** byla v blízkosti proužků výrazně obohacena o mangan (cca o 40 %) a chrom (cca o 50 %) a síru. Bylo tedy jednoznačně potvrzeno, že velké šedé útvary jsou protažené vměstky MnS. Jelikož jsou tmavé proužky v matici provázány s existencí vměstků MnS, lze je hodnotit jako lokality se zvýšenou koncentrací Mn a Cr.



**Obr. 41:** SEM/SEI analýza s koncentračními rozdíly

Níže uvedena kompletní tabulka (**tab. 4**), která obsahuje veškeré informace o simulovaných vzorcích, včetně poznatků z metalografické analýzy. Kromě očíslování vzorků a jejich původu je v tabulce zmíněno také místo odběru a naprogramované parametry pro upravený SICO test. Na základě poznatků byla snaha zjistit jejich možnou závislost na teplotním cyklu a velikosti deformace. Jejich nulová korelace však znamenala, že na výskyt deformačních pruhů nezávisí teplotně-deformační režim, ale samotný vliv původních segregací.



**Tab. 4:** Detailní tabulka specifikací vzorků s poznatky z metalografické analýzy

Číslo vzorku	Tavba	LPP	Místo odběru vzorku	Parametry SICO simulace	Poznatky z metalografické analýzy
1	T16707	203	hlava	svar 2, úplná deformace	bez proužků, ojedinělé šedé útvary
2			stojina (1/2)		zvlněné tmavé proužky (TŽ)
3			stojina (2/2)		řídke tmavé proužky
4	T16707	303	hlava	svar 2, poloviční deformace	řídke světlé proužky spíše mimo HAZ
5			stojina (1/2)		tmavé proužky (TŽ)
6			stojina (2/2)		tmavé i světlé proužky, síťoví po hranicích původních zrn
7	T16707	403	hlava	svar 3, úplná deformace	řídke a nevýrazné tmavé proužky
8			stojina (1/2)		světlé proužky, ojediněle i uprostřed HAZ (TŽ)
9			stojina (2/2)		husté a výrazné tmavé proužky
10	T16707	503	hlava	svar 3, poloviční deformace	světlé proužky spíše mimo HAZ, řádek protáhlých šedých útvarů
11			stojina (1/2)		světlé proužky (TŽ)
12			stojina (2/2)		husté tmavé proužky
13	T16728	408	hlava	svar 1, úplná deformace	náznaky řídkých tmavých proužků
14			stojina (1/2)		světlé proužky spíše mimo HAZ, ale i v centru HAZ (TŽ)
15			stojina (2/2)		řídke a zvlněné tmavé proužky, v nich protažené šedé útvary
16	T16718	401	hlava	svar 1, poloviční deformace	bez proužků
17			stojina (1/2)		nevýrazné tmavé proužky (TŽ)
18			stojina (2/2)		náznaky řídkých tmavých proužků
19	T16751	403	hlava	svar 2, úplná deformace	nezdařený test – během ochlazování odpadl termočlánek
20			stojina (1/2)		tmavé proužky občas s protaženými šedými útvary
21			stojina (2/2)		tmavé proužky často s protaženými šedými útvary
22	T16737	107	hlava	svar 3, úplná deformace	nevýrazné tmavé proužky občas s protaženými šedými útvary
23			stojina (1/2)		výrazné, husté a vesměs zvlněné tmavé proužky
24			stojina (2/2)		husté tmavé proužky s protaženými šedými útvary
25	T16737	208	hlava	svar 1, úplná deformace	řídke a nevýrazné tmavé proužky
26			stojina (1/2)		nerovnoměrně rozmístěné tmavé proužky, síťoví po hranicích původních zrn
27			stojina (2/2)		řídke a zvlněné tmavé proužky, v nich protažené šedé útvary a lokálně snad i zbytky ledeburitu
28	T16737	308	hlava	svar 2, úplná deformace	náznaky tmavých proužků
29			stojina (1/2)		husté tmavé proužky s protaženými šedými útvary
30			stojina (2/2)		zvlněné tmavé proužky, lokálně síťoví po hranicích původních zrn
34	T16701	304	hlava	svar 3, úplná deformace	řídke tmavé proužky, ojediněle s protaženými šedými útvary
36			stojina (2/2)	svar 2, úplná deformace	nerovnoměrně rozmístěné husté tmavé proužky s protaženými šedými útvary a síťovím po hranicích původních zrn

## 8. ZÁVĚR

Byla vyvinuta a experimentálně ověřena nová metodika vhodná pro fyzikální simulaci tepelně ovlivněné oblasti (HAZ) při stykovém svařování kolejnic. Podařilo se tak rozšířit aplikační možnosti tradičního testu tvařitelnosti SICO (Gleeble, DSI) kombinací deformace jednoosým tlakem s naprogramováním komplexního průběhu odporového ohřevu a ochlazování vzorku.

Celkem 31 podařenými testy byly napodobovány podmínky svařování kolejnic třídy IH, profilu 136 RE. Vycházelo se ze tří různých teplotních režimů, dokumentovaných provozně naměřenými daty a lišících se zejména rychlostí ochlazování svařovaných kolejnic. Další proměnnou byla míra stlačení materiálu po ohřevu. Laboratorně testované vzorky byly odebírány ze dvou oblastí kolejnic, u nichž byly předem identifikovány výrazné segregace. Podhlavové oblasti kolejnic nebyly na rozdíl od vybraných oblastí stojiny spjatý se segregacemi.

Vzorky po simulaci byly podrobeny metalografické analýze, založené na světelné mikroskopii. Okrajové části HAZ jsou z mikrostrukturního hlediska ostře ohraničeny od tepelně a deformačně neovlivněných oblastí vzorku. Bylo zjištěno, že v oblasti původních segregací se v HAZ vyskytují strukturní heterogenity mnohem častěji a výrazněji. Občas zde byla po hranicích původních austenitických zrn nalezena velmi tenká, pravděpodobně cementitická síťová s možnými náznaky existence ledeburitu. Především v těchto oblastech byly dále na okrajích HAZ pozorovány světlé či tmavé proužky různé hustoty a tvaru, uspořádané ve směru podélné osy vzorku. Metodou SEM/EDS se nepodařilo prokázat očekávaný zvýšený obsah uhlíku v těchto segregáčnických pásech. Tmavé proužky byly obohaceny manganem i chromem a byly v nich objeveny vměstky na bázi MnS. Je tedy evidentní, že zkřehávající fázové složky mají svůj primární původ v chemické heterogenitě materiálu.

Analýzy neprokázaly, že by na výskyt segregací a zkřehávajících fázových složek mělo vliv chemické složení konkrétní tavby, režim svařování či velikost aplikované deformace. Ze získaných informací jednoznačně plyne, že zásadní roli v oblasti HAZ hrají materiálové faktory, tedy normativně přípustný způsob rozložení segregací v jednotlivých kolejnicích, avšak méně příznivý pro daný proces stykového svařování.

## 9. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] HENRY, O. H.; G. E. LINNERT. *Welding metallurgy; carbon and alloy steels*. New York: American Welding Society, 1983, č. 3, 474 s.
- [2] KUČERA, J. *Teorie svařování*. Ostrava: Vysoká škola báňská, 1987.
- [3] BERNASOVÁ, E. *Svařování*. Praha: SNTL- Nakladatelství technické literatury, 1987.
- [4] KOUKAL, J., D. SCHWARZ; J. HAJDÍK. *Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy mezinárodních svářečských inženýrů, technologů a pro výuku svařování na vysokých školách*. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009.
- [5] ČADA, R.; J. ADAMEC; Š. TICHÁ; V. OCHODEK; I. HLAVATÝ; S. ŠIMČÍK. *Základy strojírenské technologie*. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 1996.
- [6] ŠIMČÍK, S.; J. KOMÍNEK; I. HLAVATÝ. *Modern welding technologies introduced in assembly conditions*. Sborník vědeckých prací Vysoké školy báňské - Technické univerzity Ostrava. Řada strojní. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 1994, roč. 40, č. 1, s. 41-50.
- [7] HLAVATÝ, I. *Nekonvenční technologie svařování – Elektrostruskové svařování* [online], VŠB-Technická univerzita Ostrava, dostupné z [www: http://homen.vsb.cz/~hla80/2009Svarovani/03Prehled.pdf](http://homen.vsb.cz/~hla80/2009Svarovani/03Prehled.pdf)
- [8] PLÍVA, L. *Čs. stroje a pomocná zařízení pro obloukové, elektrostruskové a odporové svařování*. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1980.
- [9] AMBROŽ, O.; B. KANDUS; J. KUBÍČEK. *Technologie svařování a zařízení: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. Ostrava: Zeross, *Svařování*, 2001, s. 395.
- [10] ADONYI, Y. Heat-affected zone characterization by physical simulations - An overview on the use of the gleeble discusses the advantages and disadvantages of thermomechanical simulation. *Welding journal*, 2006, č. 85., s. 42-47.
- [11] SONDEL, M. *Studium vlastností modelovaných pásem TOO svarových spojů oceli P91*. Disertační práce. VŠB-TU Ostrava. 2005, 101 s.
- [12] MAYR, P. *Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of the Heat Affected Zone in B-containing 9 % Chromium Steels*. Disertační práce. TU Graz. 2007.

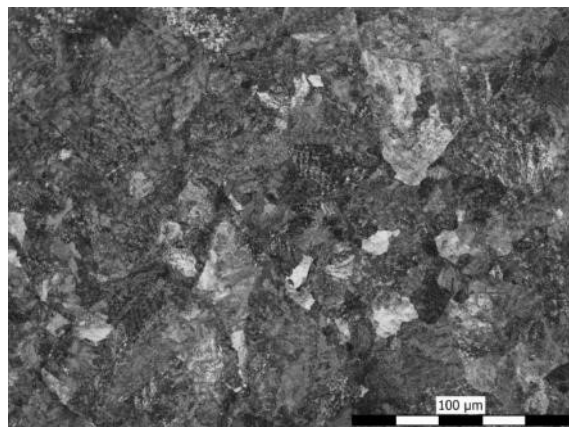
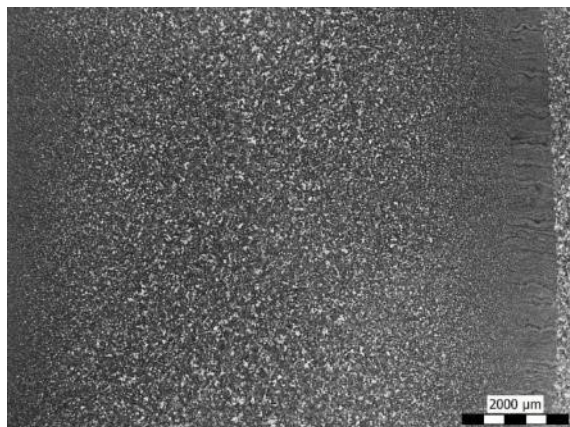


- [13] MANDZIEJ, S. T. Physical simulation of metallurgical processes. *Materiali in tehnologije*. 2010, roč. 44, č. 3, s. 105-119.
- [14] BÖLLINGHAUS, T. and H. HEROLD, ed. *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2005.
- [15] TREBACZ, L., D. SZELIGA and M. PIETRZYK. Sensitivity analysis of quantitative fracture criterion based on the results of the SICO test. *Journal of Materials Processing Technology*. 2006, roč. 177, č. 1-3), s. 296-299.
- [16] *Microstructure and Properties of Hybrid Laser Arc Welded Joints (Laser Beam-MAG) in Thermo-Mechanical Control Processed S700MC Steel [online]*, [cit. 2017-12-27]. dostupné z: <https://www.mdpi.com/2075-4701/8/2/132/html>
- [17] KAWULOK, P.; et al. *Výzkum deformačního chování a modelování procesů objemového tváření na simulátoru HDS-20*. 2018, VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství.
- [18] XU, W.W.; WANG, Q. E.; PAN, T.; SU, H.; YANG, C. E. “Effect of Welding, Heat Input on Simulated HAZ Microstructure and Toughness of a V-N Microalloyed Steel”, *Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials, Symposium*, 2007, s. 234-239.
- [19] *DSI - Dynamic Systems Inc. - Gleeble 3800 system [online]*, [cit. 2016-11-29], dostupné z: <http://www.leeble.com/products/leeble-3800.html>
- [20] SCHINDLER, I.; KAWULOK, P. Aplikační možnosti plastometru GLEEBLE 3800 se simulačním modulem Hydrawedge II na VŠB-TU Ostrava. *Hutnické listy*. 2013, roč. 66, č. 4, s. 85-90.
- [21] MORAVEC, J.; J. BRADÁČ. *Možnosti a využití teplotně napětového simulátoru Gleeble při výzkumu technologické zpracovatelnosti materiálů*. 1. vyd. Liberec: Technická univerzita, 2014, 105 s.
- [22] RUSZ, S.; Fázové přeměny a tvařitelnost vybraných ocelí pro výrobu bezešvých trubek. *Hutnické listy*. 2014, roč. 67, č. 4, s. 26-30.
- [23] KAWULOK, P.; et al. Mapa tvařitelnosti nadeutektoidní C-Mn-Cr-V oceli za tepla. *Hutnické listy*. 2013, roč. 66, č. 4, s. 18-21.
- [24] KAWULOK, P., et al. Anizotermické přerušované zkoušky tlakem slitiny Al Mg3. *Kovárenství*, 2016, č. 57, s. 23-28.

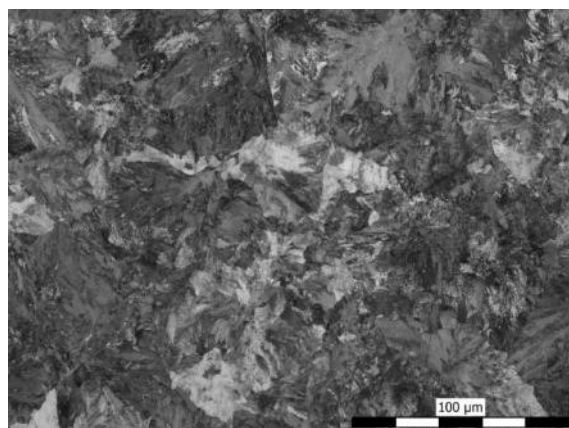
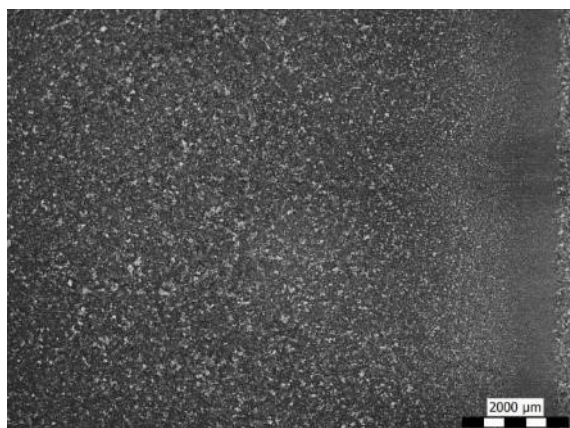
- [25] RUSZ, S.; et al. Zkoumání vysokoteplotní tvařitelnosti kolejnicových ocelí. *Kovárenství*. 2016, roč. 57, s. 45-49.
- [26] TREBACZ, L; R. KUZIĄK; M. PIETRZYK; Numerical Model of the SICO Test, *STEELSIM*, Brno ČR, 2005, s. 487.
- [27] MLČOCH, S. *Vliv chemického složení na tvrdost kolejnic*. Bakalářská práce. VŠB-TU Ostrava. 2012, 34 s.
- [28] COENRAAD, E. Modern rail way track. Second edition. *Delft university of technology*, 2001, 653 s.
- [29] AREMA 2011. *American Railway Engineering and Maintenance of Way Association*. 1. 4. 2011.
- [30] FABÍK, R., J. KLÍBER; V. KUREK. *Teoretické a technologické aspekty válcování kolejnic*. 9. mezinárodní metalurgická konference Metal 2000, Ostrava č. 234.
- [31] *Výroba kolejnic*, interní dokumentace TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s., 2016.
- [32] *Stationary and Mobile Flash Butt Welding Systems for* [online], [cit. 2019-03-11], dostupné z: <http://www.schlattergroup.com/en/welding-machines/flash-butt-welding-machines-for-rails/>

## PŘÍLOHY

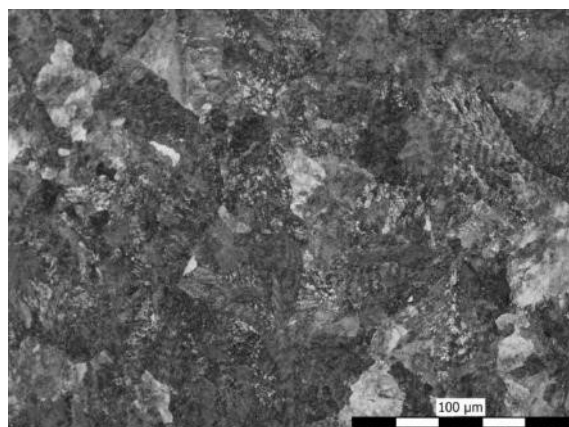
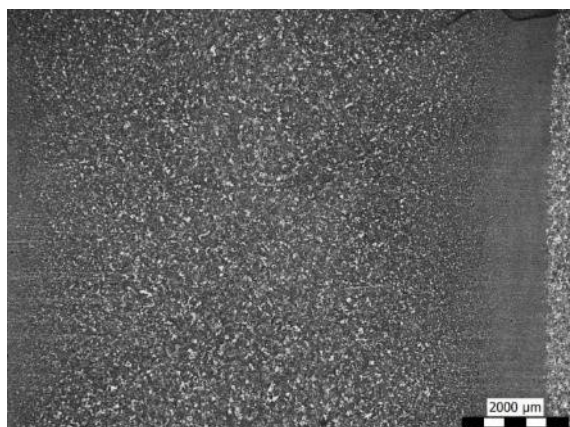
**Příloha 1:** Makrostruktura HAZ vzorku 2 (vlevo) a detail mikrostruktury ve středu (vpravo)



**Příloha 2:** Makrostruktura HAZ vzorku 5 (vlevo) a detail mikrostruktury ve středu (vpravo)

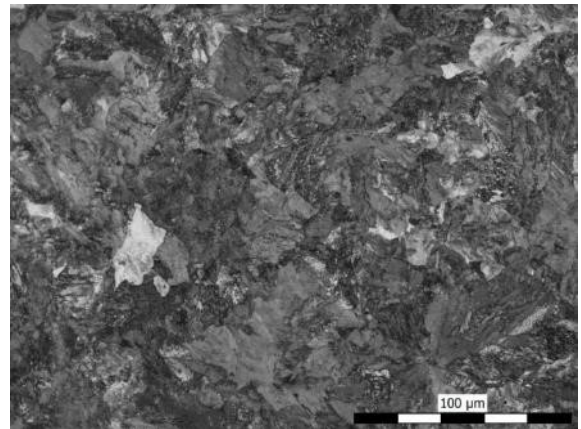
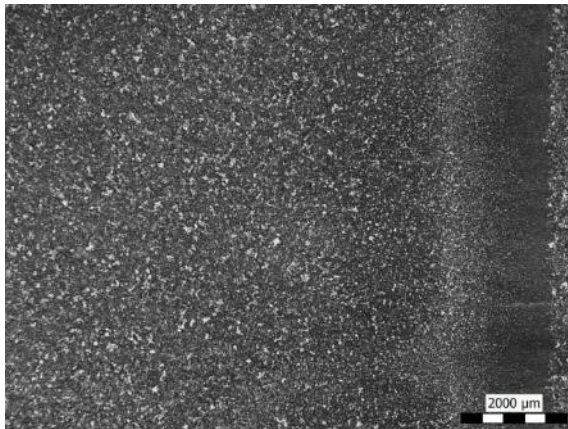


**Příloha 3:** Makrostruktura HAZ vzorku 8 (vlevo) a detail mikrostruktury ve středu (vpravo)

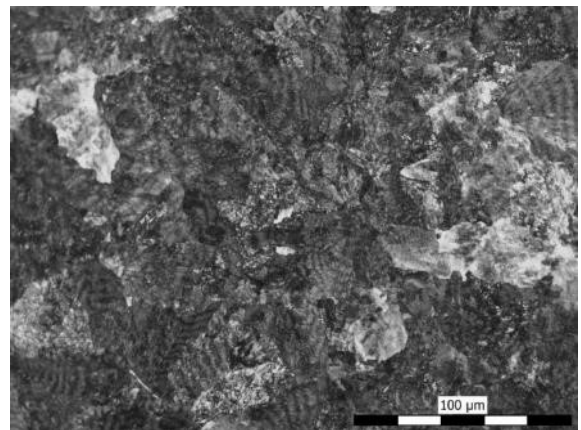
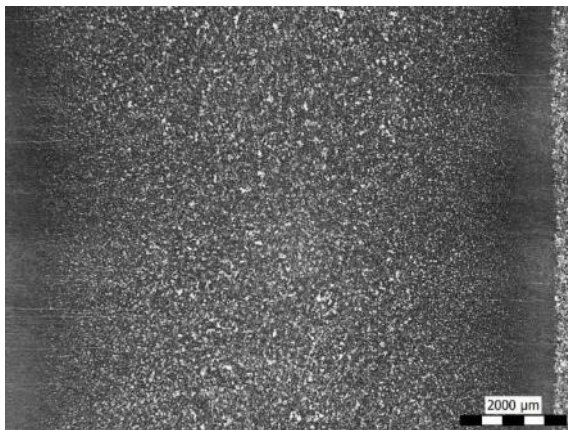




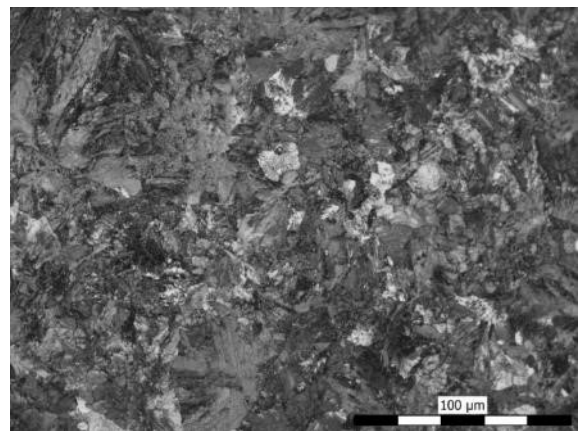
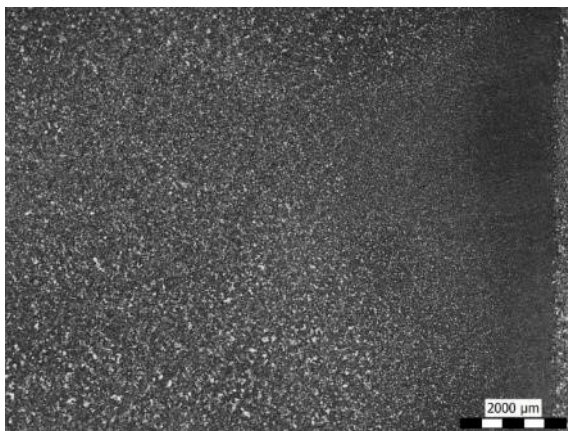
**Příloha 4:** Makrostruktura HAZ vzorku 11 (vlevo) a detail mikrostruktury ve středu (vpravo)



**Příloha 5:** Makrostruktura HAZ vzorku 14 (vlevo) a detail mikrostruktury ve středu (vpravo)

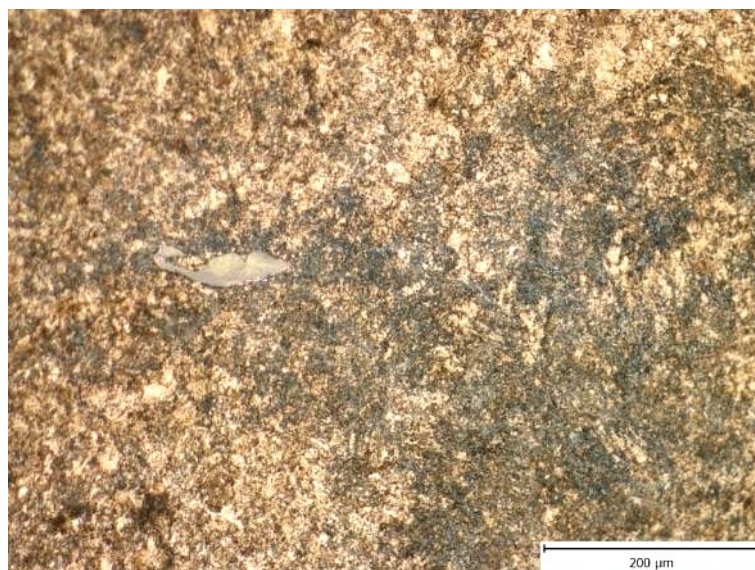
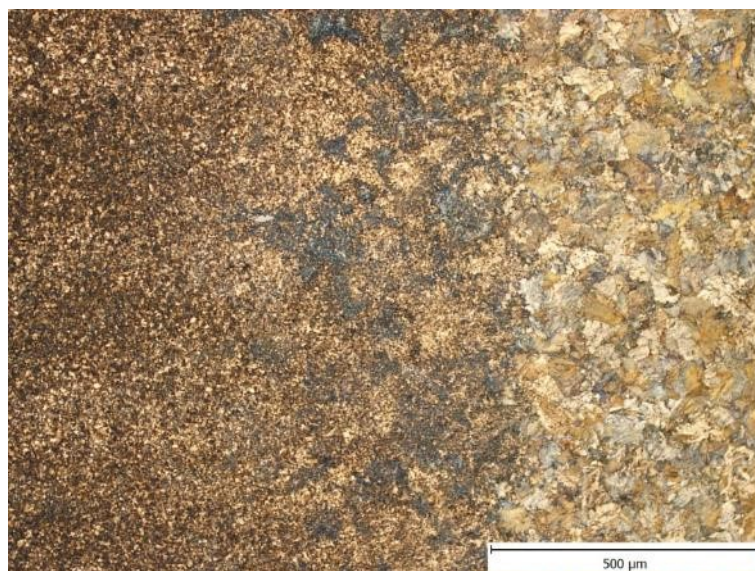
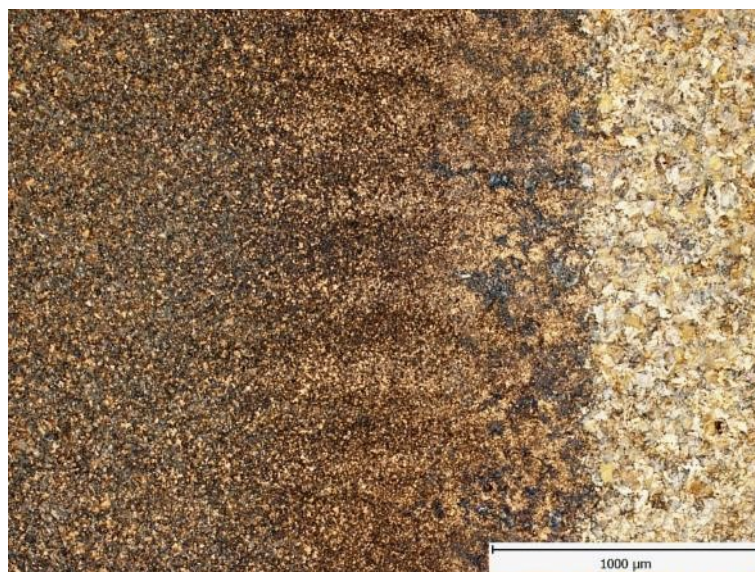


**Příloha 6:** Makrostruktura HAZ vzorku 17 (vlevo) a detail mikrostruktury ve středu (vpravo)



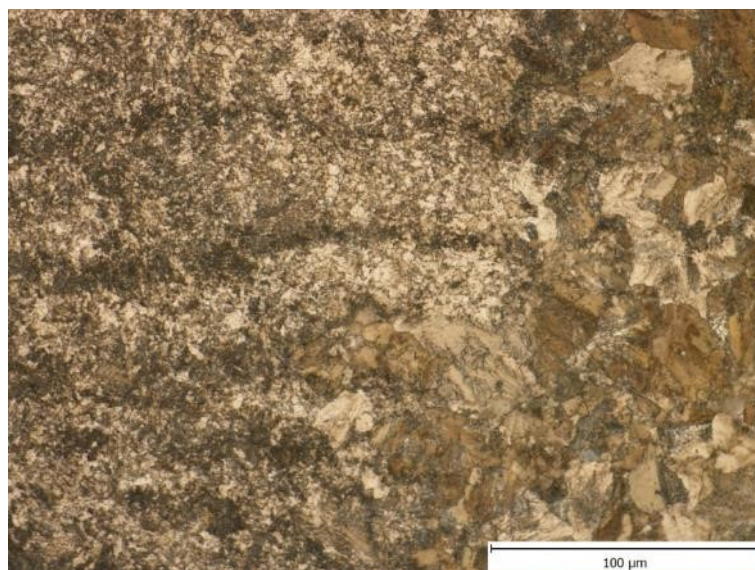
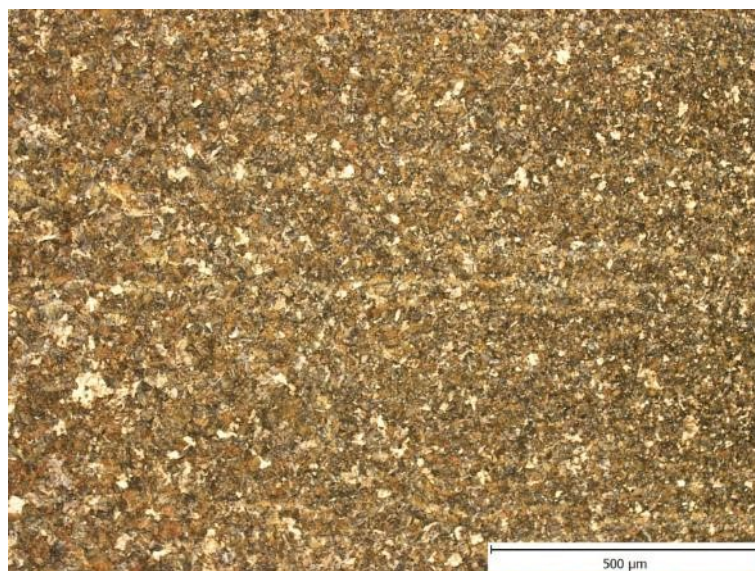
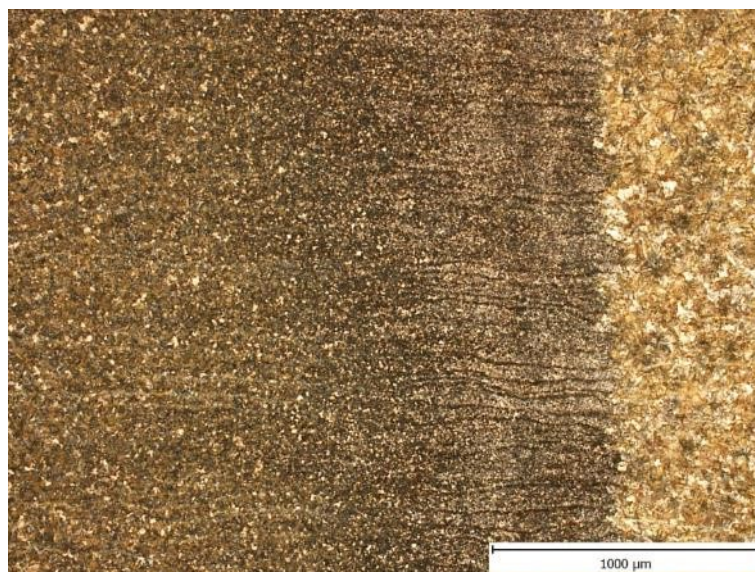


**Příloha 7:** Mikrostruktura HAZ vzorku 1 při různém zvětšení



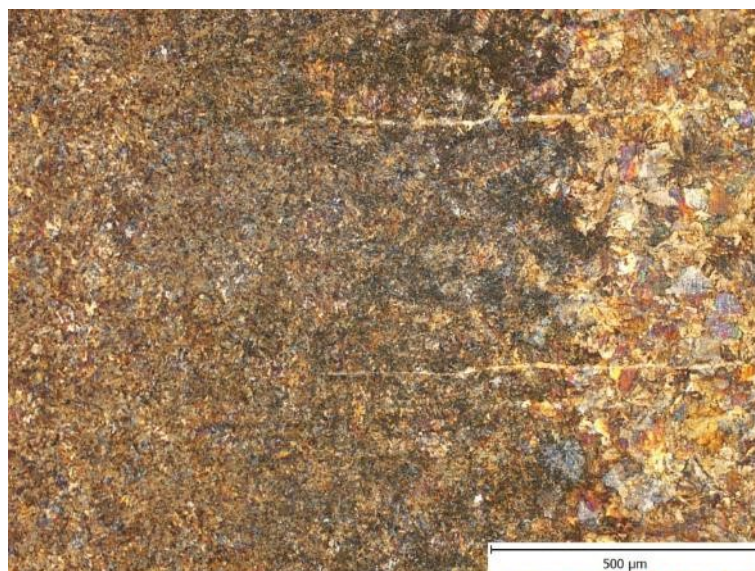
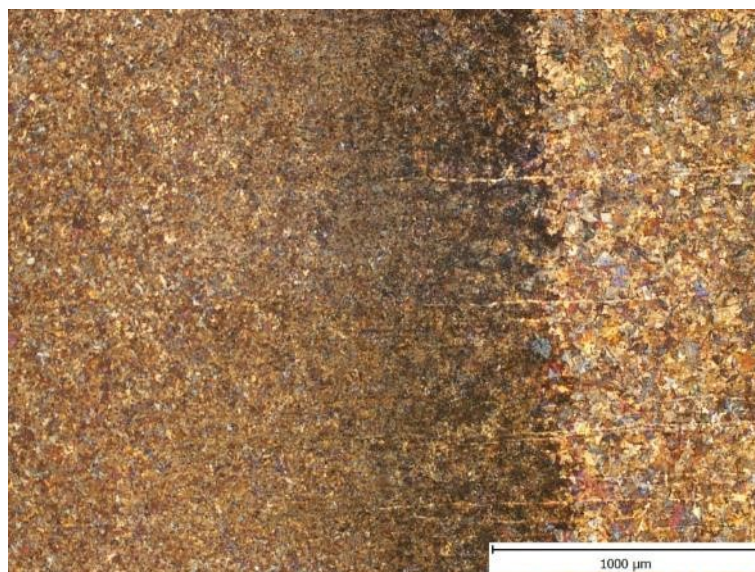


**Příloha 8:** Mikrostruktura HAZ vzorku 3 při různém zvětšení



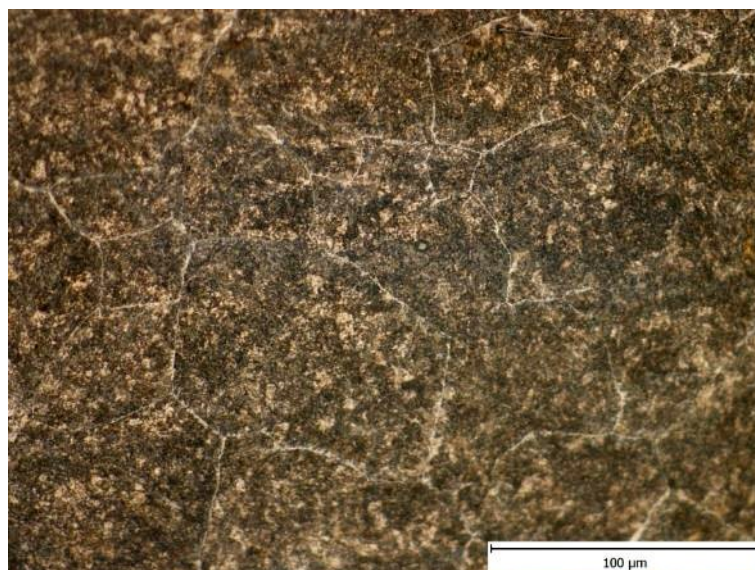
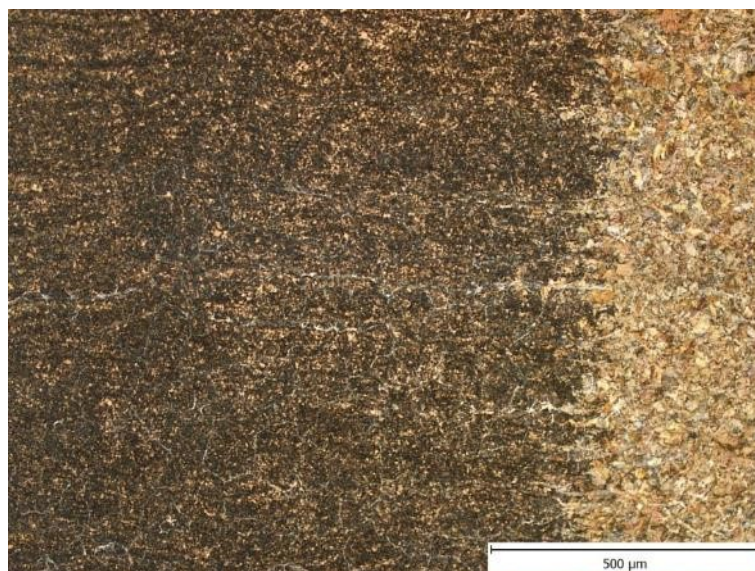
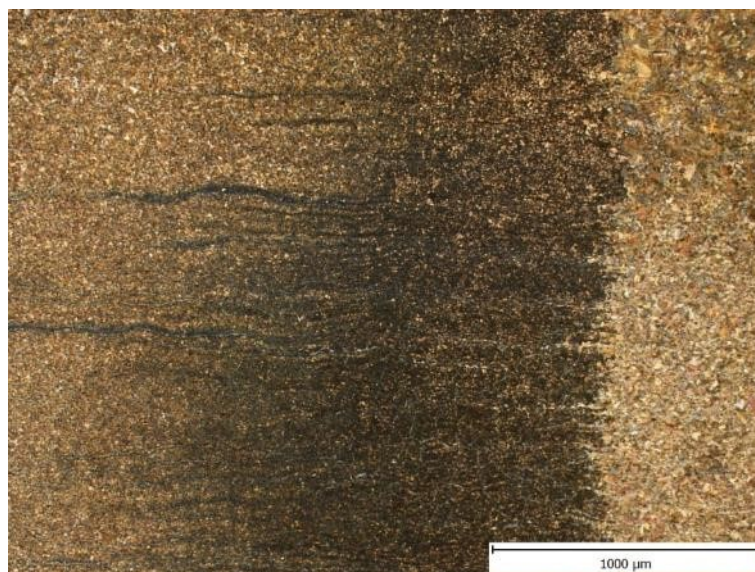


**Příloha 9:** Mikrostruktura HAZ vzorku 4 při různém zvětšení



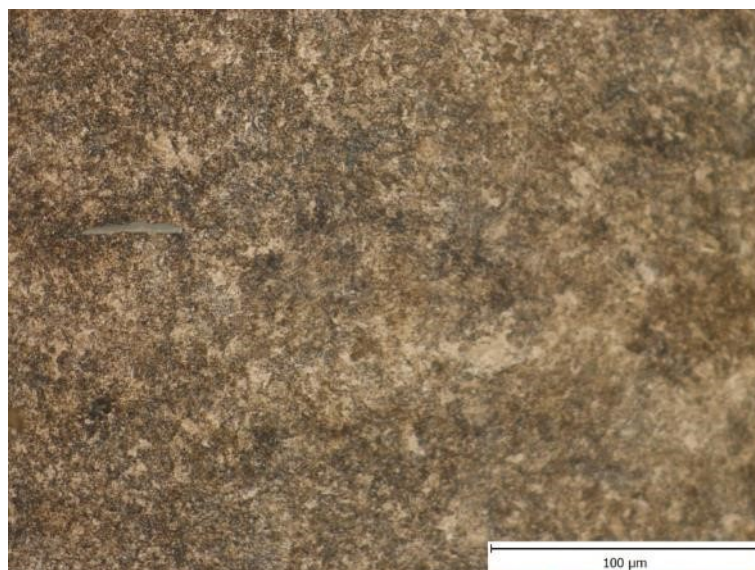
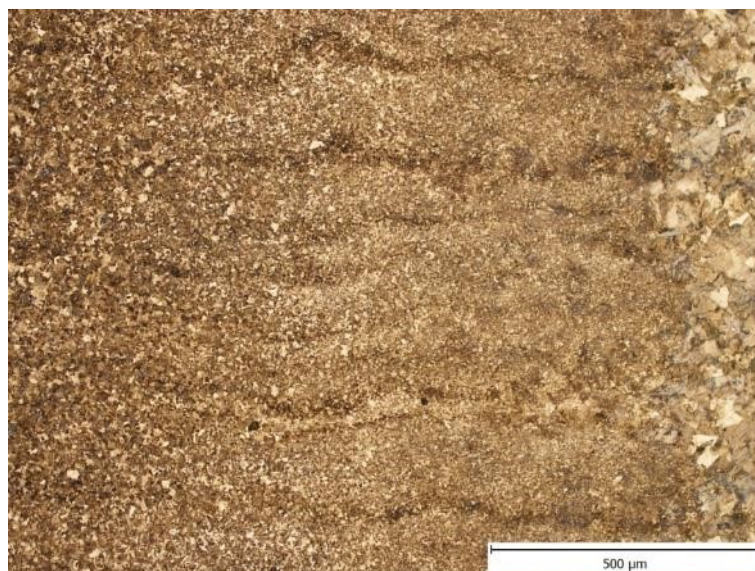
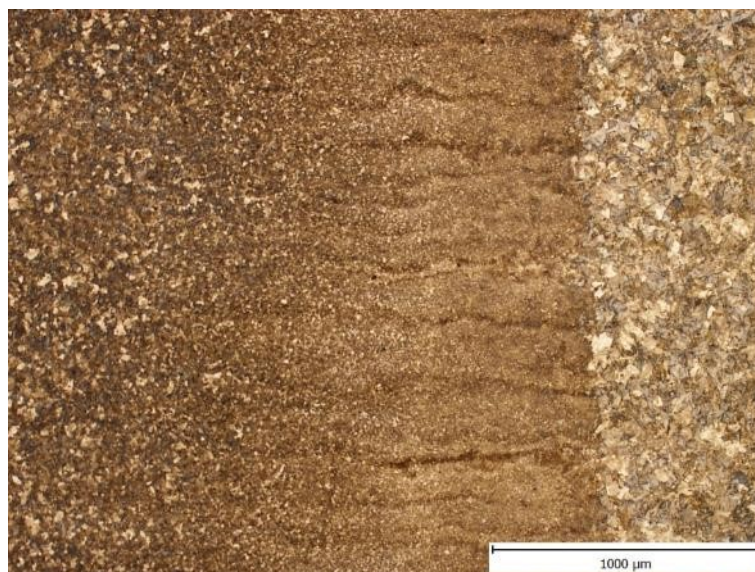


**Příloha 10:** Mikrostruktura HAZ vzorku 6 při různém zvětšení





**Příloha 11: Mikrostruktura HAZ vzorku 7 při různém zvětšení**



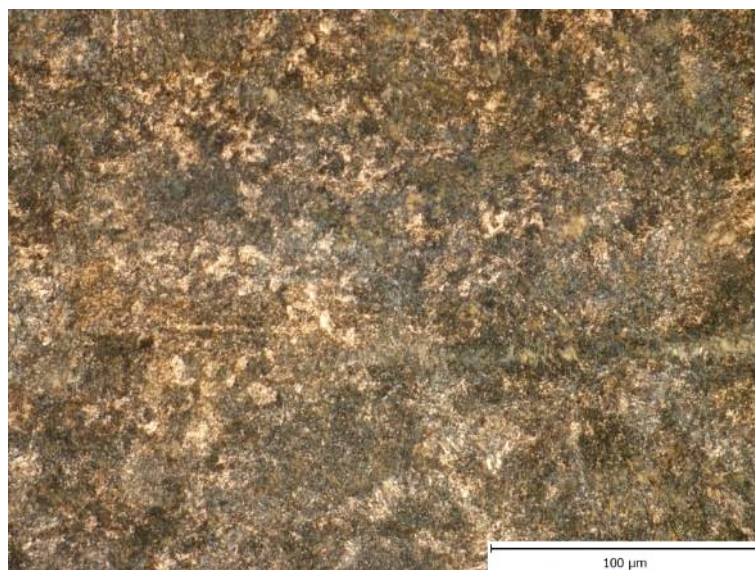
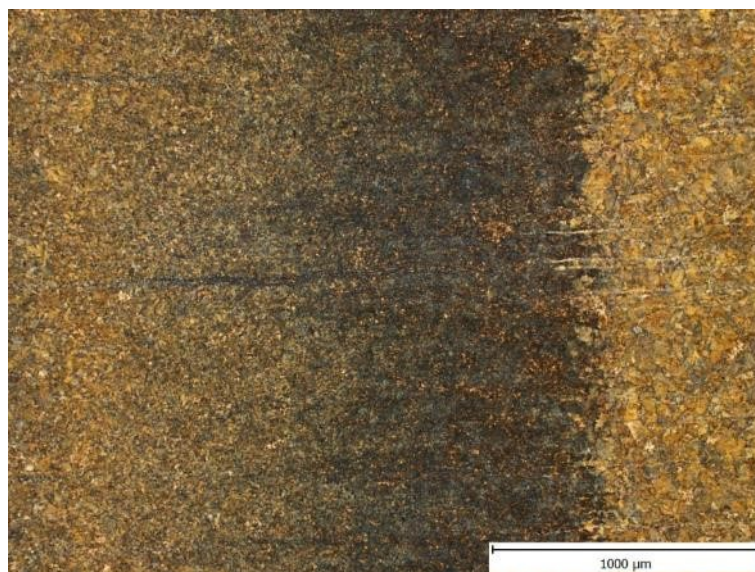


**Příloha 12:** Mikrostruktura HAZ vzorku 9 při různém zvětšení



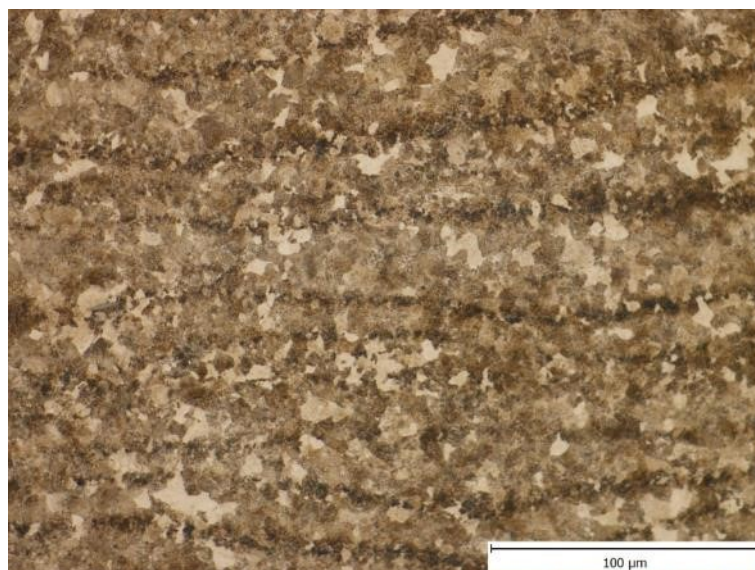
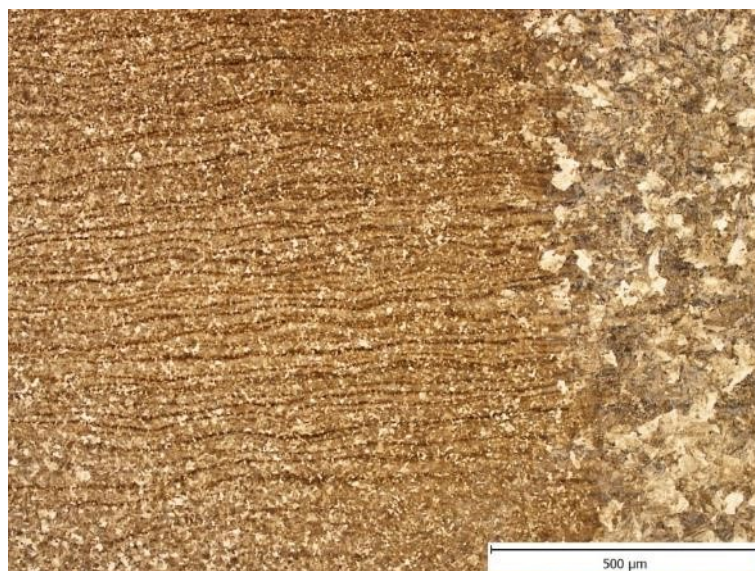
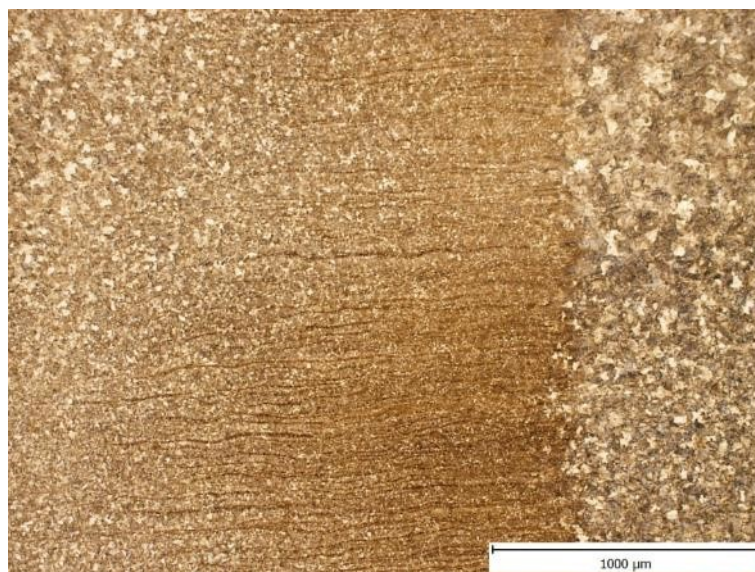


**Příloha 13:** Mikrostruktura HAZ vzorku 10 při různém zvětšení



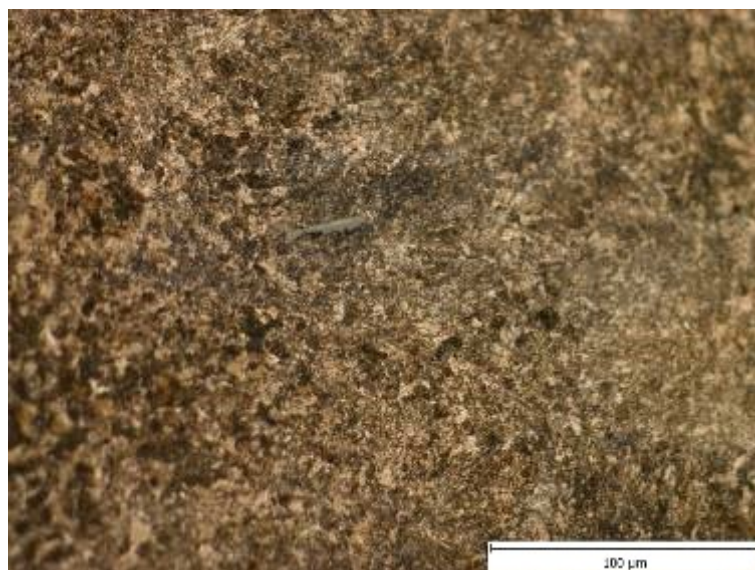
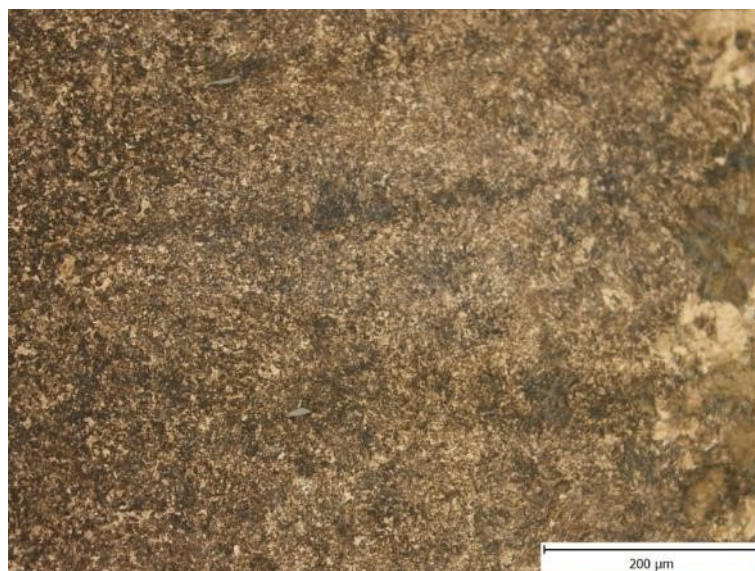


**Příloha 14:** Mikrostruktura HAZ vzorku 12 při různém zvětšení



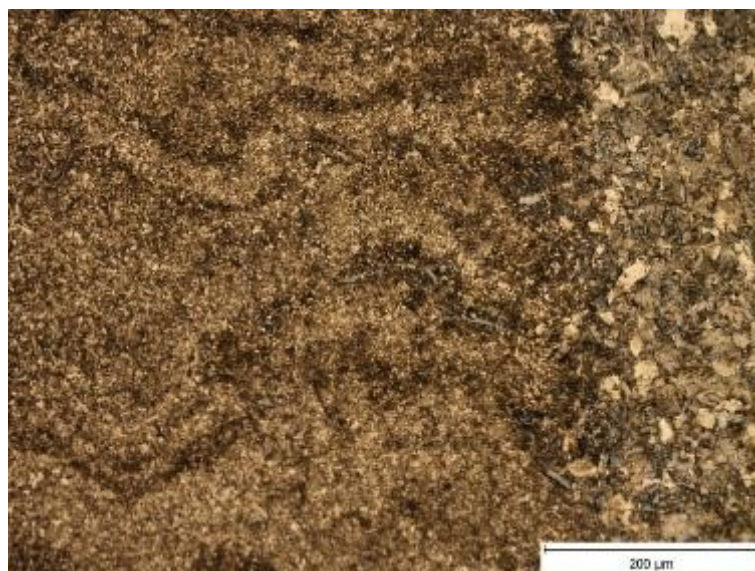
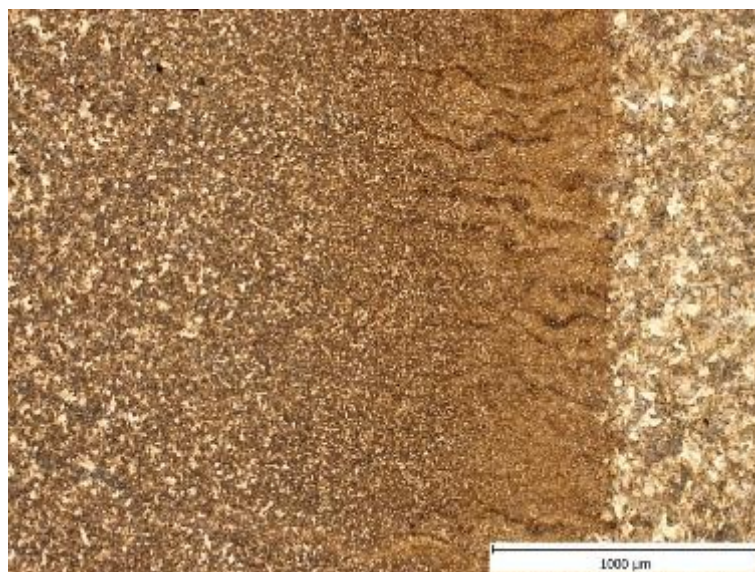


**Příloha 15:** Mikrostruktura HAZ vzorku 13 při různém zvětšení



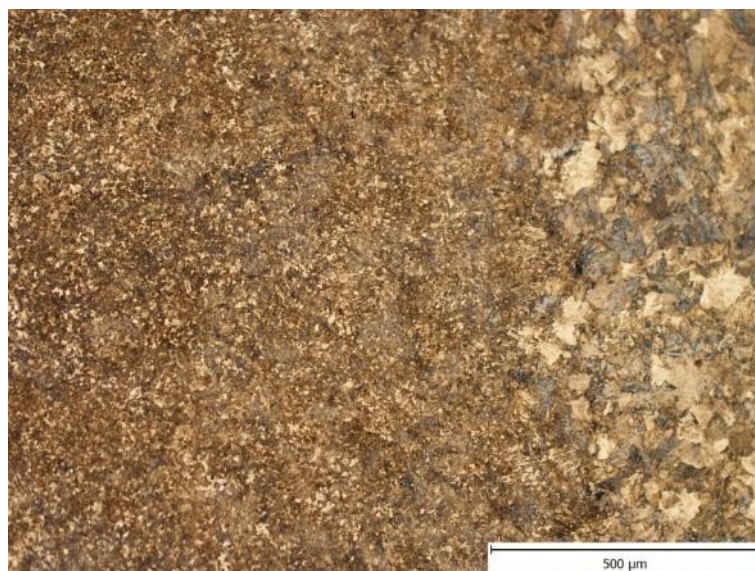
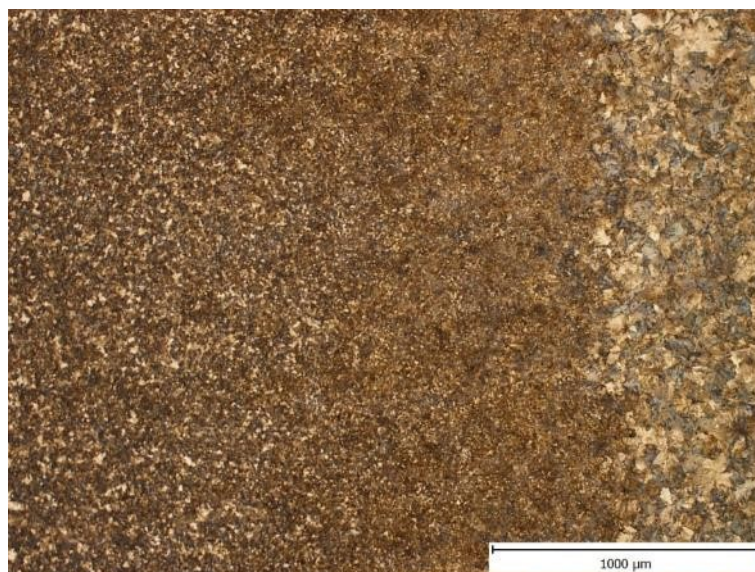


**Příloha 16:** Mikrostruktura HAZ vzorku 15 při různém zvětšení



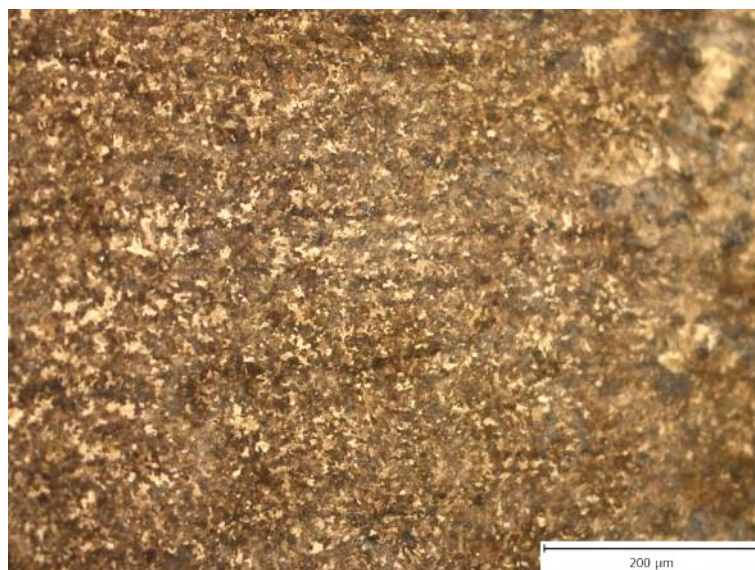
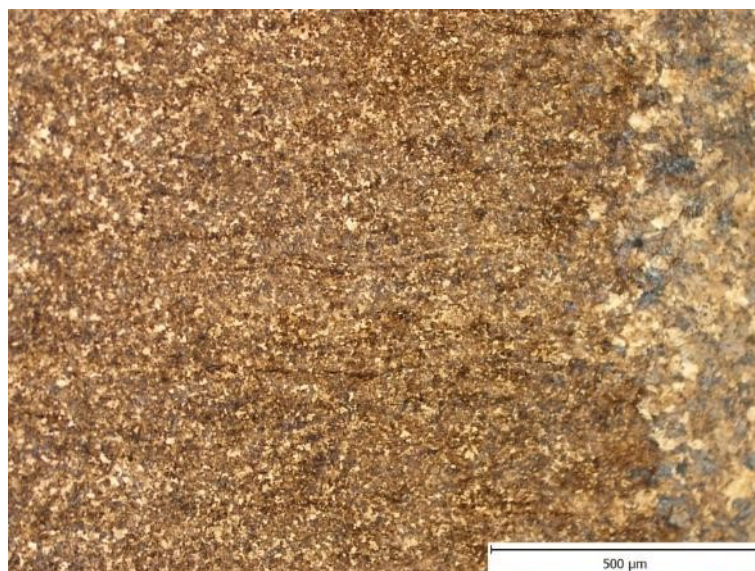
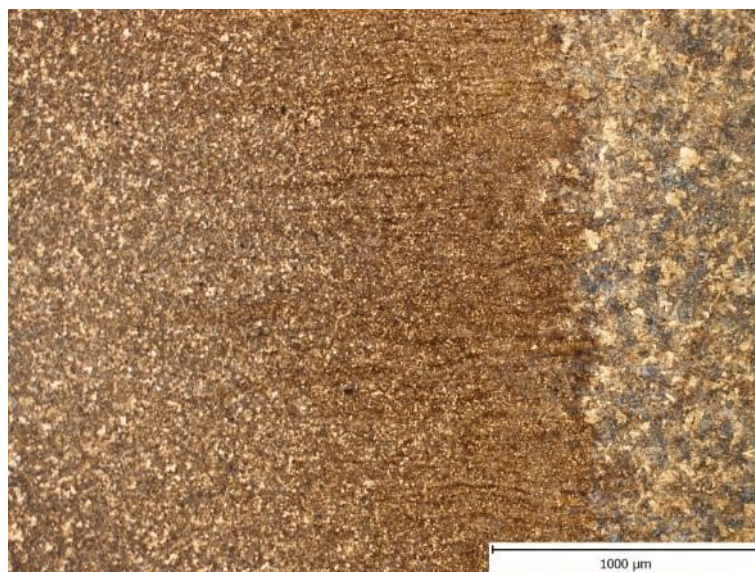


**Příloha 17:** Mikrostruktura HAZ vzorku 16 při různém zvětšení



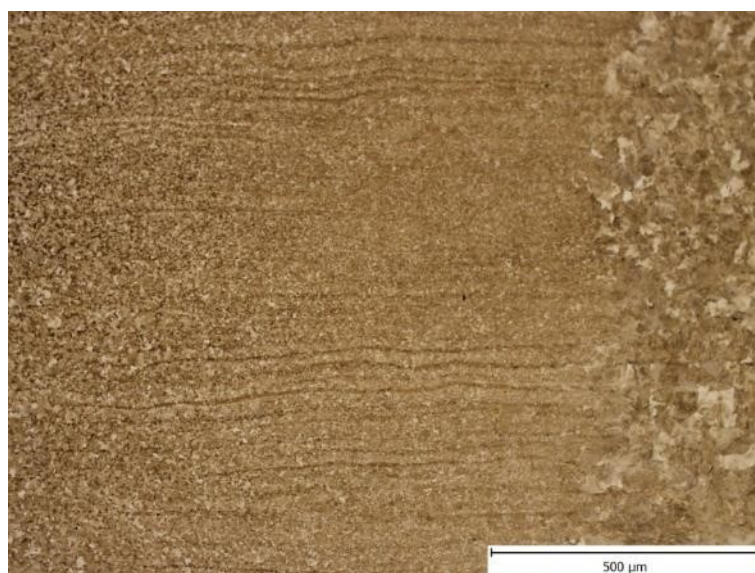
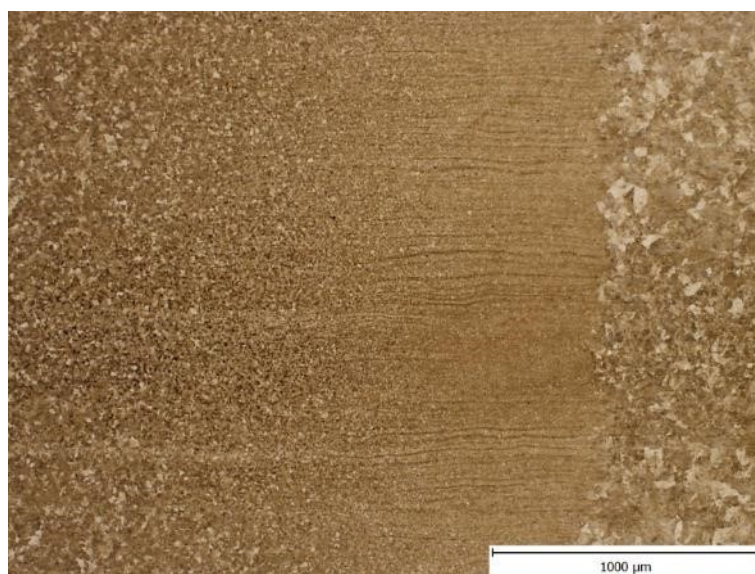


**Příloha 18:** Mikrostruktura HAZ vzorku 18 při různém zvětšení



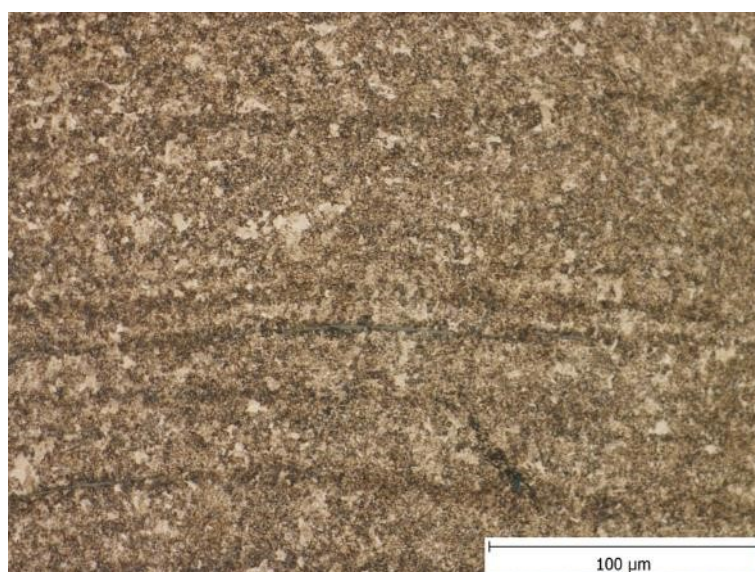
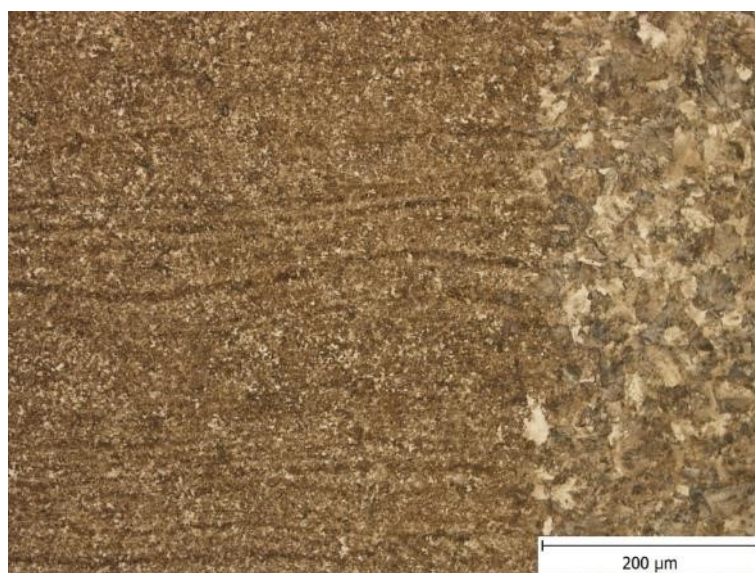


**Příloha 19:** Mikrostruktura HAZ vzorku 20 při různém zvětšení



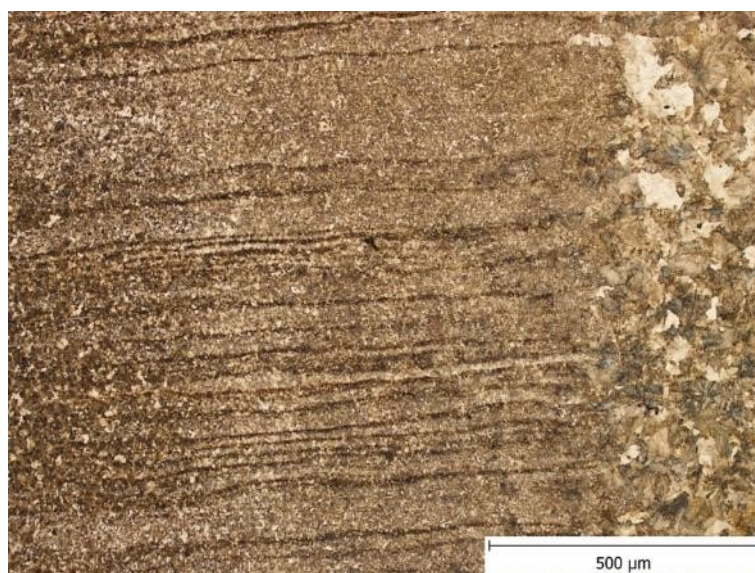
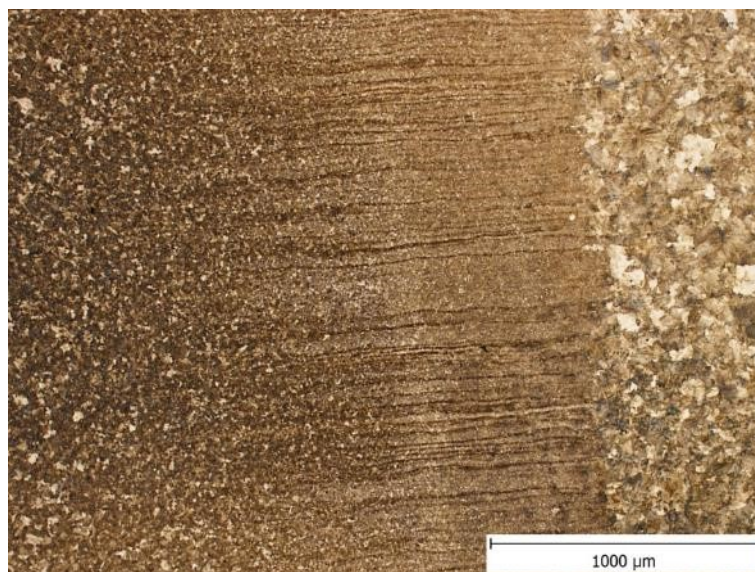


**Příloha 20:** Mikrostruktura HAZ vzorku 21 při různém zvětšení



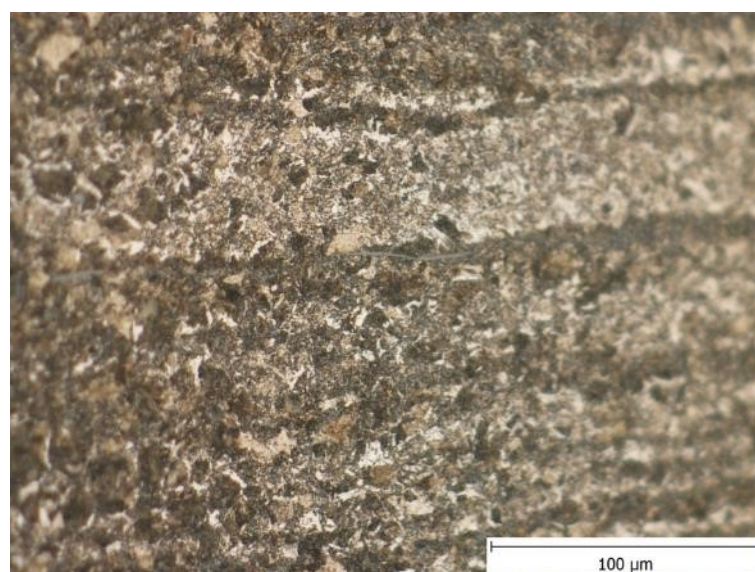


**Příloha 21:** Mikrostruktura HAZ vzorku 22 při různém zvětšení



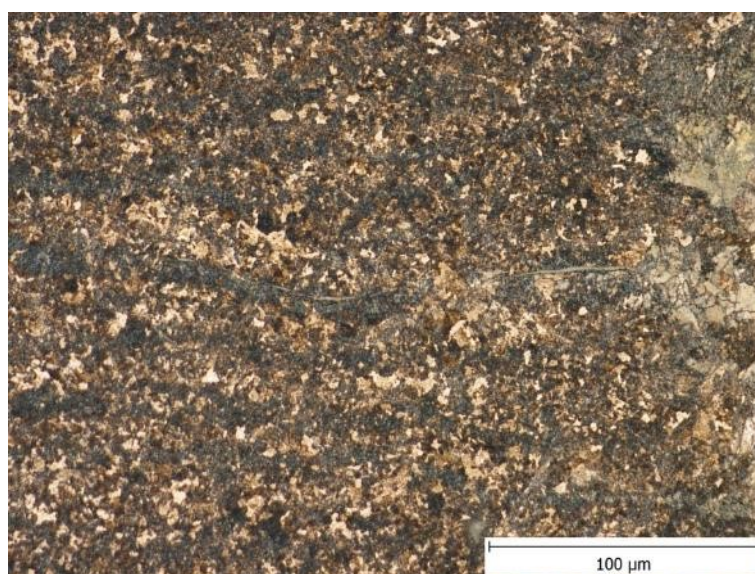
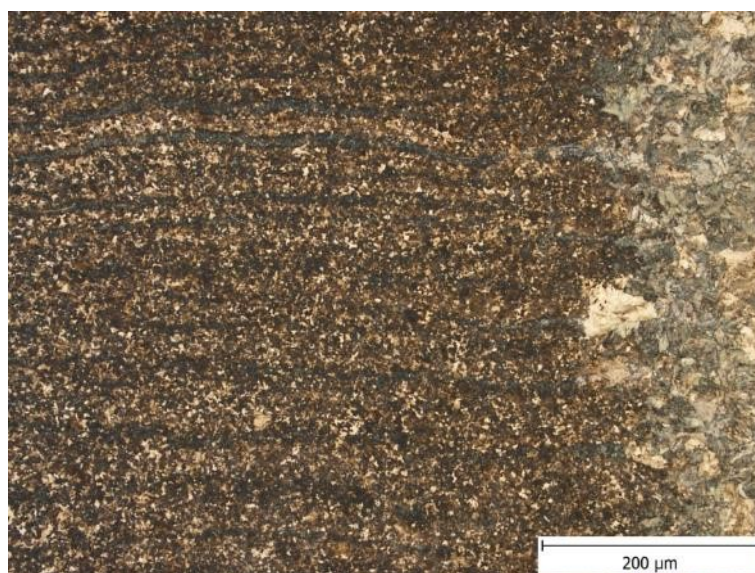


**Příloha 22:** Mikrostruktura HAZ vzorku 23 při různém zvětšení



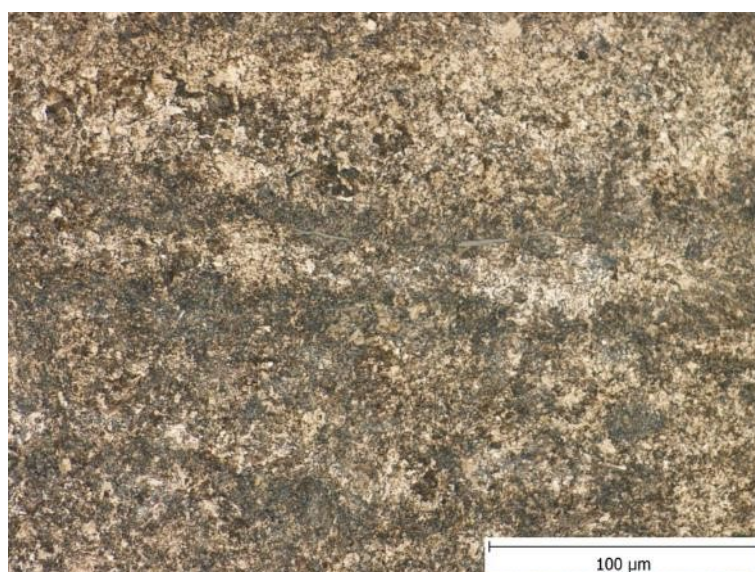
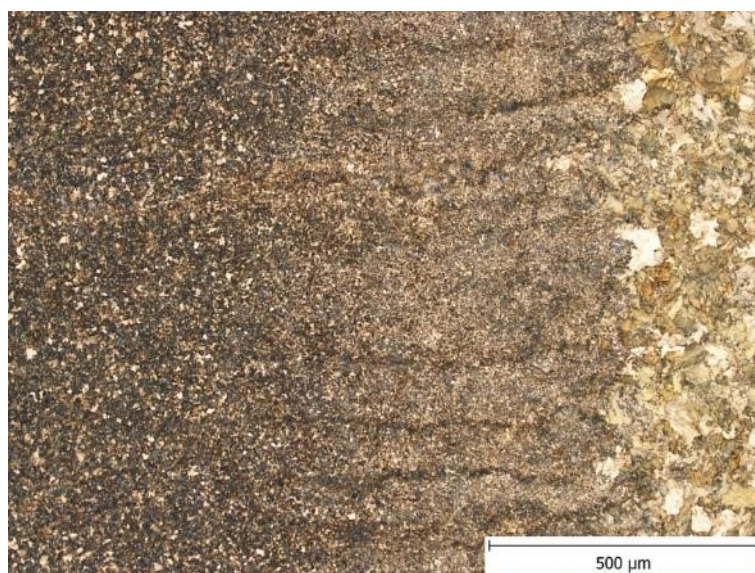
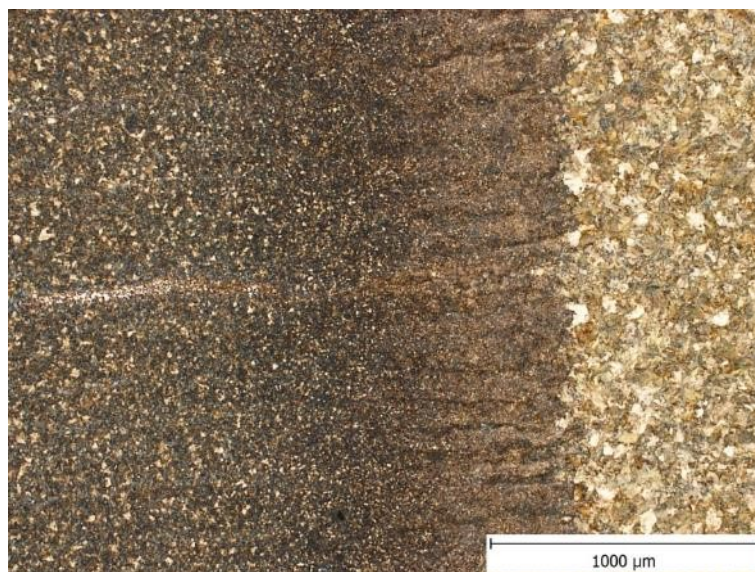


**Příloha 23:** Mikrostruktura HAZ vzorku 24 při různém zvětšení



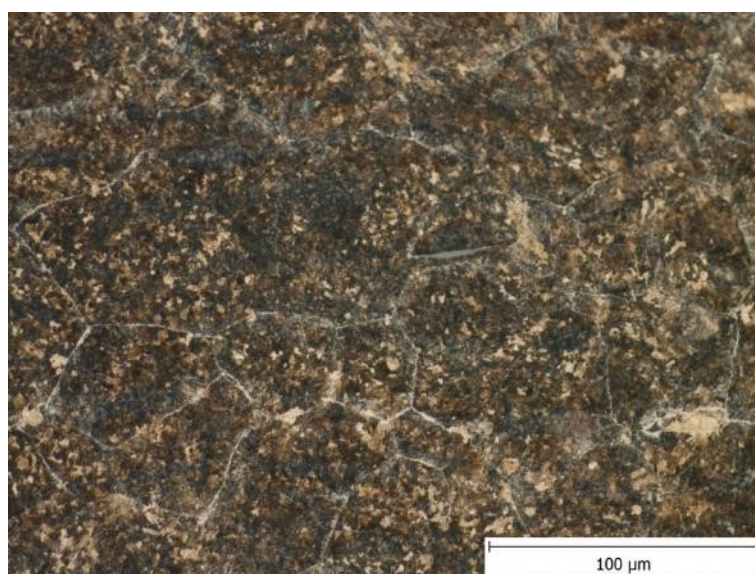
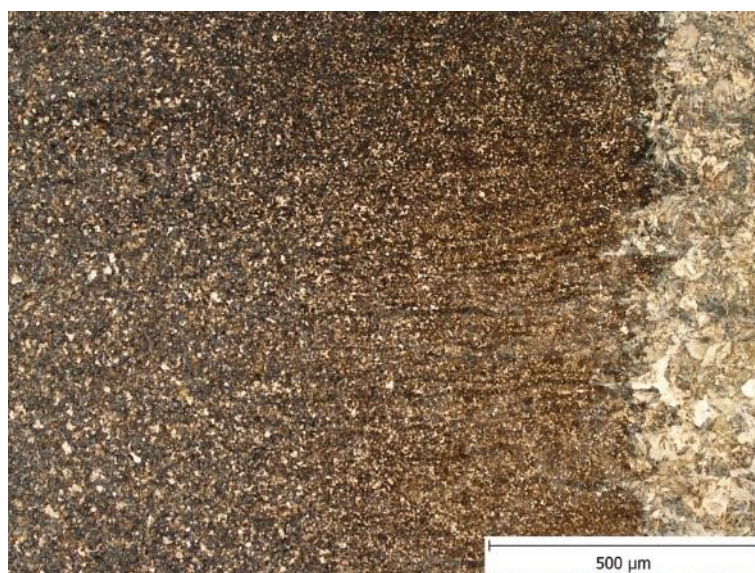


**Příloha 24:** Mikrostruktura HAZ vzorku 25 při různém zvětšení



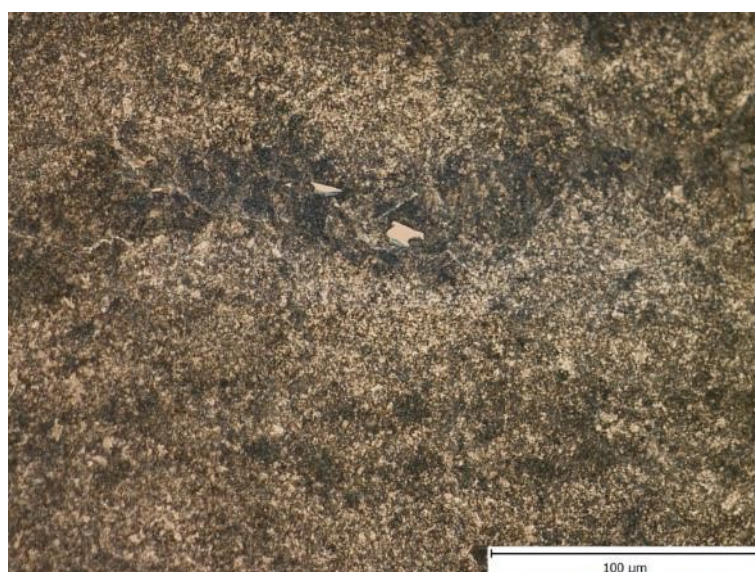


**Příloha 25:** Mikrostruktura HAZ vzorku 26 při různém zvětšení



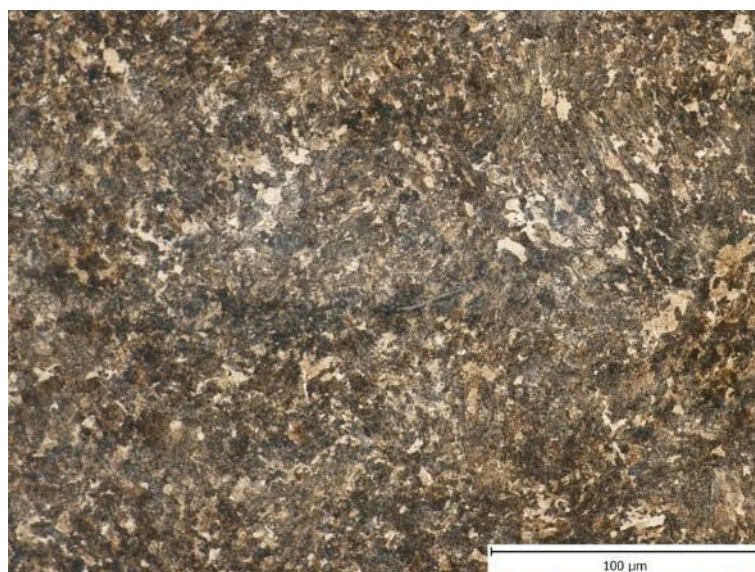


**Příloha 26:** Mikrostruktura HAZ vzorku 27 při různém zvětšení



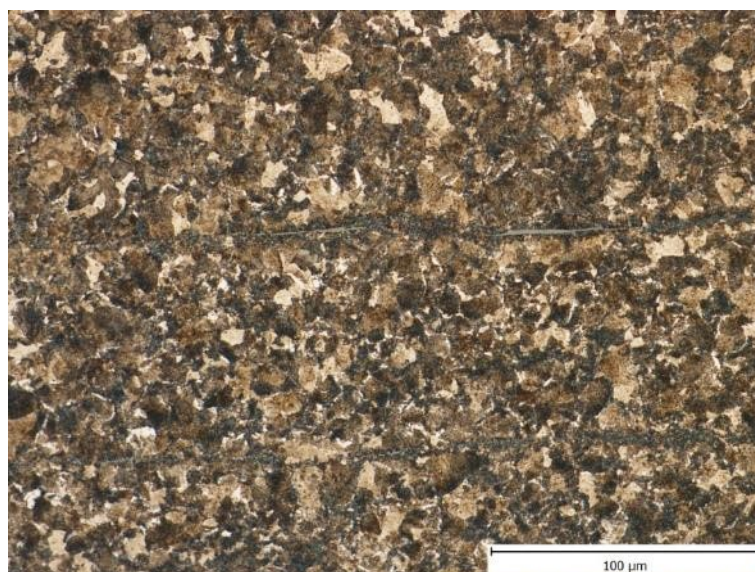
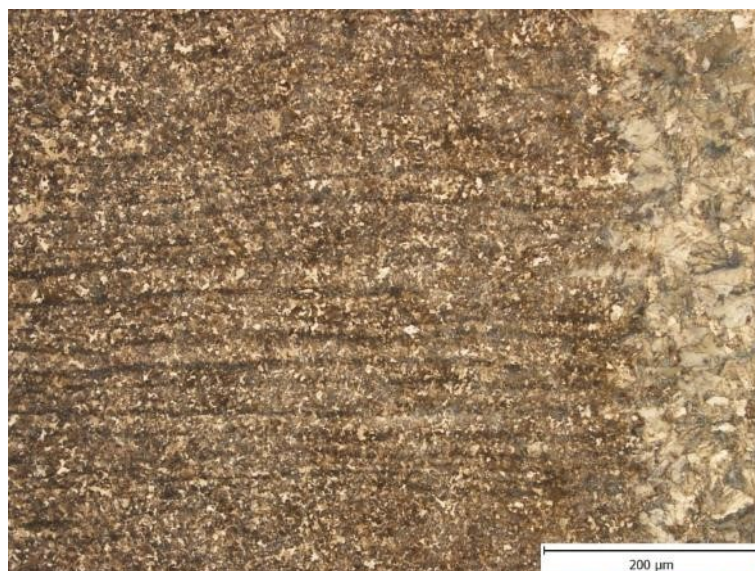


**Příloha 27:** Mikrostruktura HAZ vzorku 28 při různém zvětšení



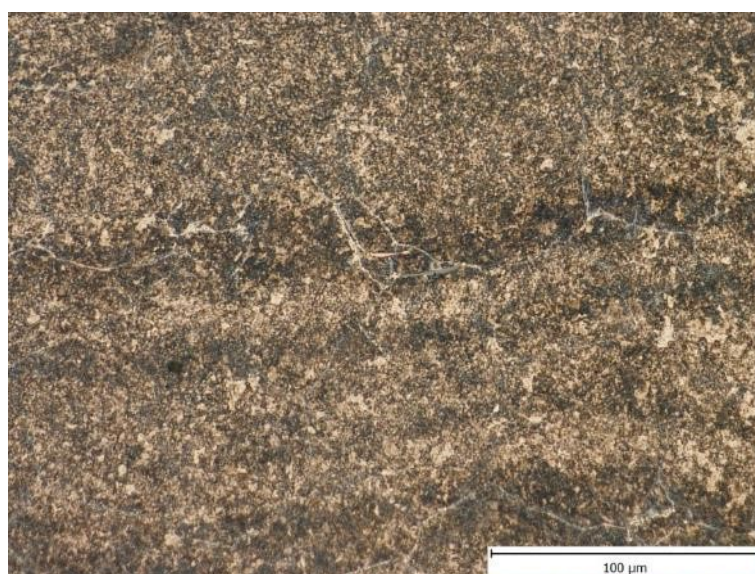
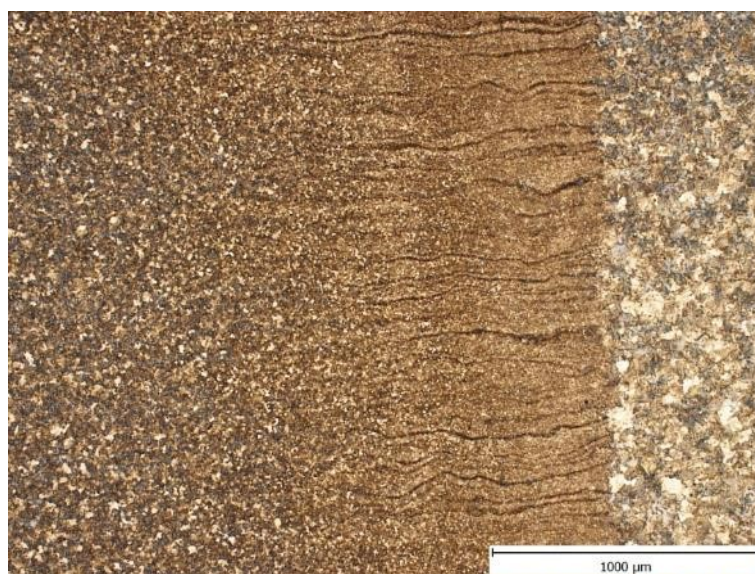


**Příloha 28:** Mikrostruktura HAZ vzorku 29 při různém zvětšení



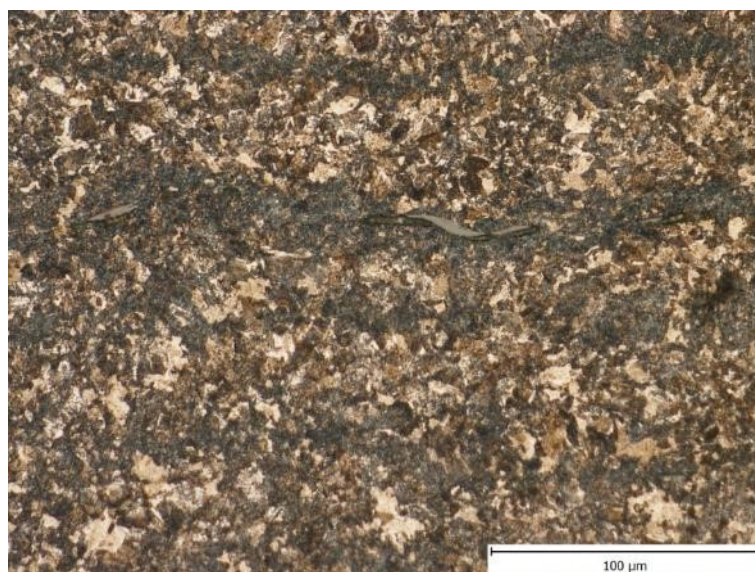
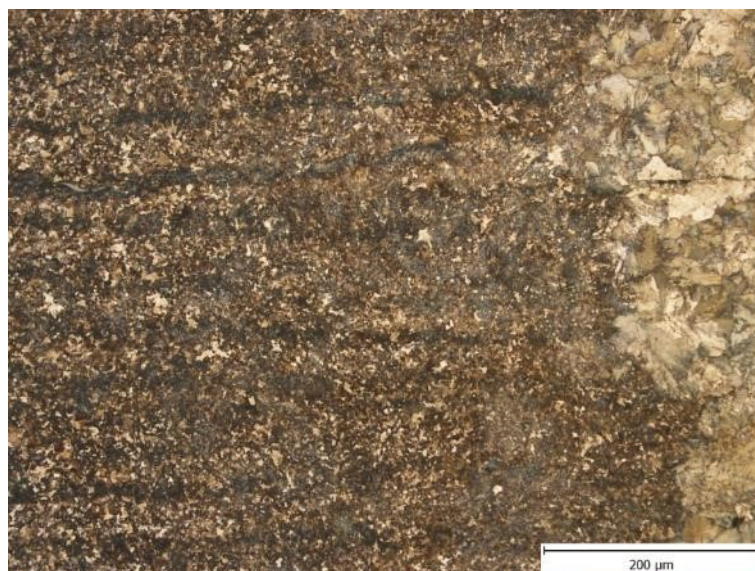


**Příloha 29:** Mikrostruktura HAZ vzorku 30 při různém zvětšení





**Příloha 30:** Mikrostruktura HAZ vzorku 34 při různém zvětšení





**Příloha 31:** Mikrostruktura HAZ vzorku 36 při různém zvětšení

